



# Etude comparative de la tenue mécanique des joints soudés des réservoirs sous pression de deux aciers inoxydables super austénitique et duplex.

Yacine Kchaou

## ► To cite this version:

Yacine Kchaou. Etude comparative de la tenue mécanique des joints soudés des réservoirs sous pression de deux aciers inoxydables super austénitique et duplex.. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers; École nationale d'ingénieurs de Sfax (Tunisie), 2015. Français. NNT : 2015ESMA0005 . tel-01196159

**HAL Id: tel-01196159**

**<https://theses.hal.science/tel-01196159>**

Submitted on 9 Sep 2015

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

# THESE

Pour l'obtention du Grade de  
**DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET  
D'AEROTECHNIQUE**

(Diplôme National – Arrêté du 7 août 2006)

Ecole Doctorale :

Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique

Secteur de Recherche : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des  
surfaces

Et

**DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE D'INGENIEURS DE SFAX**

Présentée par :

**Yacine KCHAOU**

\*\*\*\*\*

**Etude comparative de la tenue mécanique des joints soudés des  
réservoirs sous pression de deux aciers inoxydables super  
austénitique et duplex**

\*\*\*\*\*

Directeurs de thèse : Véronique PELOSIN et Khaled ELLEUCH

\*\*\*\*\*

Soutenue le 9 juin 2015

devant la Commission d'Examen

\*\*\*\*\*

## JURY

Narayanaswami RANGANATHAN	Professeur, Ecole Polytechnique de Tours	<i>Président</i>
Pierre-Yves MANACH	Professeur, Université Bretagne sud, Lorient	<i>Rapporteur</i>
Bassem ZOUARI	Maître de conférences HDR, ENIS, Sfax, Tunisie	<i>Rapporteur</i>
Véronique PELOSIN	Maître de conférences HDR, ENSMA, Poitiers	<i>Examinatrice</i>
Gilbert HENAFF	Professeur, ENSMA, Poitiers	<i>Examinateur</i>
Nader HADDAR	Maître de conférences HDR, ENIS, Sfax, Tunisie	<i>Examinateur</i>
Kalled ELLEUCH	Professeur, ENIS, Sfax Tunisie	<i>Examinateur</i>



# REMERCIEMENTS

Ces travaux de thèse ont été réalisés au sein du Département de Physique et Mécanique des Matériaux (DPMM) de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique (ENSMA) à Poitiers, en cotutelle avec le Laboratoire de Génie Matériaux et Environnement (LGME) de l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax (ENIS), Tunisie.

Je tiens tout d'abord à exprimer ma gratitude à l'égard de ma directrice de thèse, Véronique PELOSIN, pour ses qualités professionnelles et humaines, sa disponibilité, ses encouragements ainsi que pour sa gentillesse et sa patience qu'elle a manifestées à mon égard durant cette thèse.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance à Monsieur le Professeur Gilbert HENAFF qui m'a accueilli au sein du DPMM. Sa confiance, ses conseils et son expérience sur le sujet de mes travaux me seront réellement précieux tout au long de ma carrière scientifique.

Mes remerciements s'adressent aussi à Monsieur Khaled ELLEUCH, Professeur à l'ENIS, pour avoir dirigé mes travaux de thèse. Je tiens également à remercier Monsieur Nader HADDAR, maître de conférences à l'ENIS, pour ses qualités humaines, ses conseils avisés et ses remarques pertinentes. Je lui exprime ma reconnaissance pour avoir co-encadré cette thèse.

Par ailleurs, j'adresse mes remerciements aux membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à cette étude. Merci à Narayanaswami RANGANATHAN de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de cette thèse. Merci également à Pierre-Yves MANACH et Bassem ZOUARI d'avoir accepté la responsabilité d'être rapporteurs de ce travail de recherche.

Pour réussir les travaux d'une thèse, il faut nécessairement faire appel à de nombreuses compétences au sein du DPMM. Ainsi, j'adresse mes remerciements à toute l'équipe de l'atelier qui a toujours répondu avec efficacité à mes demandes d'usinage et a résolu divers problèmes sur les machines d'essais. Je remercie Jonathan CORMIER pour tous ses précieux conseils dans la partie de l'identification de la loi de comportement des matériaux. Je remercie également Florence HAMON, David MELLIER, et Anne-Laure GORGE pour les observations en microscopie optique et MEB. Je tiens de plus à remercier Guillaume BENOIT, Médéric MORISSET et Damien MARCHAND pour leur aide quand j'en avais besoin. Je remercie vivement Denis BERTHEAU, élément incontournable dans le laboratoire.

Une étape très importante de mon passage dans le laboratoire fut mon recrutement en qualité d'Attaché Temporaire d'Enseignement et de Recherche durant deux ans. Mes profonds remerciements s'adressent donc à Catherine GARDIN, Yves NADOT, Damien HALM, Mandana ARZAGHI, Laurence CHOCINSKI, Loic SIGNOR, ainsi qu'à Marianne BERINGHIER avec qui j'ai eu le plaisir de travailler et d'encadrer des étudiants lors des séances de travaux pratiques.

Par ailleurs, je souhaite remercier chaleureusement la cellule administrative et logistique, indispensable du laboratoire en les personnes de Brigitte VIGNER, Eliane BONNEAU, Francine BAYLE, Karine LOMBARD ET Gérald SAILLY qui, de par leur disponibilité et leur gentillesse, facilitent au quotidien la vie des doctorants.

Un remerciement très profond s'adresse à Jocelyne BARDEAU. Sans ses encouragements, sa patience, ses qualités non seulement de secrétaire mais aussi d'amie depuis mon premier jour sur le sol de France, m'ont beaucoup aidé à surmonter tous les moments difficiles de la thèse et de la vie de chercheur et à avoir le courage de continuer les travaux. Un simple merci ne suffira jamais.



Mes remerciements bien entendu s'adressent aux doctorants : tout d'abord par les collègues de mon bureau Multimat', Stéphane, Ousseynou, Loic, Mohamed, Giovambattista, Julien, Amélie, Guy, et Truong avec lesquels j'ai noué de profonds liens d'amitié. Enfin, je tiens à remercier Aude, Camille, Layla, Thibault, Elodie, Benjamin et tous les doctorants avec qui j'ai partagé de bons moments.

Un grand merci à mes amis de Poitiers, Hajer, Gisèle, Ahmad, Heba, Moez et Elise avec qui j'ai partagé d'inoubliables moments. Avant de quitter la méditerranée, j'ai partagé de très bons moments également avec mes amis et collègues en Tunisie. Je profite alors de remercier, Ahmed WALHA, Fadoua KCHAOU, Mohamed BEN MESSAOUD, Nadia GHARIANI, Leila FAKHFAKH, Bassem GASSARA, Ahmed KTARI, Ons AMMAR, Nesrine HENTATI et Chourouk FEKI qui m'ont beaucoup soutenu durant ma thèse.

Mes Chers Parents d'une manière toute particulière je vous remercie de tout mon cœur ; c'est grâce à votre travail, votre éducation, vos encouragements, votre patience et surtout votre amour filial que j'ai pu réussir mes études. Il est bien sûr évident que mes remerciements associent mes frères Sofiene et Mehdi, ma sœur Souhaila, Wajdi, Yomna et Souad et toute ma famille qui, même de loin, n'ont cessé de m'encourager durant toutes les années d'étude. Une grosse bise à mes chères nièces et neveu.

Yacine



# SOMMAIRE

<b>TABLE DES FIGURES .....</b>	<b>5</b>
<b>LISTE DES TABLEAUX.....</b>	<b>11</b>
<b>I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE .....</b>	<b>23</b>
<b>I.1. PROCEDES DE SOUDAGE DES ACIERS INOXYDABLES .....</b>	<b>23</b>
I.1.1. Généralités sur le soudage à l'arc .....	23
I.1.2. Soudage à l'arc avec électrodes enrobées SMAW (procédé de soudage de l'étude).....	24
I.1.3. Morphologie d'un cordon de soudure .....	27
I.1.4. Les défauts de soudage .....	28
I.1.4.1. Fissuration à chaud (fissures de solidification).....	28
I.1.4.2. Fissuration à froid .....	29
<b>I.2. LES ACIERS INOXYDABLES SOUDES.....</b>	<b>31</b>
I.2.1. Généralités sur les aciers inoxydables .....	31
I.2.2. Les aciers inoxydables austénitiques .....	32
I.2.2.1. Généralités .....	32
I.2.2.2. Soudure des aciers inoxydables austénitiques .....	34
I.2.3. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (Duplex) .....	38
I.2.3.1. Généralités .....	38
I.2.3.2. Soudure des aciers inoxydables austéno-ferritiques .....	40
I.2.4. Propriétés mécaniques des soudures .....	41
<b>I.3. FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES STRUCTURES SOUDEES .....</b>	<b>44</b>
I.3.1. Définitions .....	44
I.3.2. Réponse cyclique.....	44
I.3.3. Prédiction de la durée de vie.....	47
I.3.3.1. Approches traditionnelles .....	47
I.3.3.2. Approches énergétiques.....	49
I.3.4. Comportement en fatigue des soudures .....	50
I.3.4.1. Durée de vie dans les structures soudées.....	50
I.3.4.2. Effet des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue .....	52
I.3.4.3. Effet de la géométrie des soudures .....	52
I.3.4.4. Effet des paramètres de soudage.....	53
I.3.5. Mécanismes de déformation et d'endommagement par fatigue dans les aciers inoxydables soudés .....	54
I.3.5.1. Mécanismes de déformation .....	54
I.3.5.2. Mécanismes d'endommagement .....	58
I.3.5.3. Mécanismes de propagation de fissures dans les structures soudées .....	61
<b>I.4. FISSURATION DANS LES JOINTS SOUDES.....</b>	<b>63</b>
I.4.1. Généralités .....	63
I.4.2. Phénomène de fermeture de la fissure .....	66
I.4.3. Fissuration dans les structures soudées .....	67
I.4.3.1. Influence de la microstructure.....	67

I.4.3.2. Influence du rapport de chargement.....	69
I.4.3.3. Influence des contraintes résiduelles .....	70
I.4.3.4. Effet de l'environnement.....	71
<b>II. MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES.....</b>	<b>77</b>
<b>II.1. Les matériaux de l'étude .....</b>	<b>77</b>
<b>II.1.1. Acier inoxydable superausténitique Alloy28 .....</b>	<b>77</b>
II.1.1.1. Procédés de soudage.....	77
II.1.1.2. Composition chimique.....	79
II.1.1.3. Evolution de la microstructure et de la dureté au joint soudé.....	79
<b>II.1.2. Acier inoxydable austéno-ferritique (Duplex).....</b>	<b>82</b>
II.1.2.1. Procédés de soudage.....	82
II.1.2.3. Evolution de la microstructure et de la dureté au joint soudé.....	83
<b>II.2. Essais mécaniques .....</b>	<b>87</b>
II.2.1. Forme et prélèvement des éprouvettes .....	87
II.2.2. Préparation des éprouvettes .....	88
II.2.3. Essais monotones et cycliques .....	88
II.2.4. Essais de propagation de fissure .....	91
II.2.4.1. Géométrie des éprouvettes CT .....	91
II.2.4.2. Techniques de suivi de la fissure .....	92
II.2.4.3. Procédure expérimentale.....	94
<b>III. CARACTERISATION MONOTONE ET CYCLIQUE DES ACIERS</b>	
<b>INOXYDABLES SOUDES .....</b>	<b>99</b>
<b>III.1. Acier inoxydable superausténitique Alloy28 soudé.....</b>	<b>99</b>
III.1.1. Propriétés monotones .....	99
III.1.2. Essais de résilience.....	101
III.1.3. Lois d'écrouissage cyclique .....	103
III.1.3.1. Boucles contrainte-déformation.....	103
III.1.3.2. Loi de Ramberg-Osgood.....	108
III.1.3.3. Comparaison entre comportement monotone et cyclique .....	109
<b>III.2. Acier inoxydable austéno-ferritique soudé.....</b>	<b>112</b>
III.2.1. Comportement monotone .....	112
III.2.2. Essais de résilience .....	113
III.2.3. Lois d'écrouissage cyclique.....	114
III.2.3.1. Boucles contrainte-déformation.....	114
III.2.3.2. Loi de Ramberg-Osgood.....	117
III.2.3.3. Comparaison monotone-cyclique.....	118
<b>IV. FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES ACIERS INOXYDABLES SOUDES .....</b>	<b>124</b>
<b>IV.1. Fatigue de l'acier inoxydable superausténitique (Alloy28) soudé .....</b>	<b>124</b>
<b>IV.1.1. Comportement cyclique.....</b>	<b>124</b>
IV.1.1.1. Comportement cyclique du métal de base .....	125
IV.1.1.2. Comportement cyclique du joint soudé .....	127
<b>IV.1.2. Analyse de la durée de vie .....</b>	<b>129</b>
IV.1.2.1. Courbes de durée de vie.....	129
IV.1.2.2. Approche de Manson-Coffin et Basquin .....	131
IV.1.2.3. Effet de la vitesse de déformation.....	133

IV.1.2.4. Effet du sens de prélèvement.....	135
<b>IV.1.3. Analyse.....</b>	<b>135</b>
<b>IV.1.4. Mécanismes d'endommagement par fatigue .....</b>	<b>140</b>
IV.1.4.1. Mécanismes d'endommagement par fatigue dans le métal de base.....	141
IV.1.4.2. Mécanismes d'endommagement dans le métal d'apport.....	146
IV.1.4.3. Analyse des inter-stries.....	151
<b>IV.2. Acier inoxydable austéno-ferritique (duplex) soudé .....</b>	<b>154</b>
<b>IV.2.1. Comportement cyclique .....</b>	<b>154</b>
IV.2.1.1. Comportement cyclique du métal de base .....	154
IV.2.1.2. Comportement cyclique du joint soudé .....	156
<b>IV.2.2. Analyse de la durée de vie.....</b>	<b>157</b>
IV.2.2.1. Courbes de durée de vie.....	157
IV.2.2.2. Approche de Manson-Coffin et Basquin .....	159
<b>IV.2.3. Effet de la vitesse de déformation .....</b>	<b>161</b>
<b>IV.2.4. Effet du sens de prélèvement.....</b>	<b>162</b>
<b>IV.2.5. Analyse .....</b>	<b>164</b>
<b>IV.2.6. Mécanismes d'endommagement.....</b>	<b>168</b>
IV.2.6.1. Mécanismes d'endommagement dans le métal de base.....	169
IV.2.6.2. Mécanismes d'endommagement dans le métal d'apport.....	173
<b>V. ETUDE DE LA CINETIQUE DE FISSURATION DANS LES ACIERS</b>	
<b>INOXYDABLES SOUDES.....</b>	<b>182</b>
<b>V.1. Conditions d'essais.....</b>	<b>182</b>
<b>V.2. Résultats des essais de fissuration de l'acier Alloy28.....</b>	<b>182</b>
<b>V.2.1. Tenue à la fissuration du métal de base (Alloy28).....</b>	<b>183</b>
V.2.1.1. Analyse de la vitesse de propagation de fissure .....	183
V.2.1.2. Mécanismes de propagation des fissures.....	185
<b>V.2.2. Tenue à la fissuration dans le métal d'apport.....</b>	<b>189</b>
V.2.2.1. Analyse de la vitesse de propagation de fissure .....	189
V.2.2.2. Mécanismes de propagation des fissures.....	190
<b>V.2.3. Comparaison de la tenue à la fissuration entre métal de base et métal</b>	
<b>d'apport .....</b>	<b>194</b>
<b>V.3. Résultats des essais de fissuration sur l'acier duplex .....</b>	<b>197</b>
<b>V.3.1. Fissuration dans le métal de base (Duplex MB).....</b>	<b>197</b>
V.3.1.1. Analyse de la vitesse de propagation de fissure .....	197
V.3.1.2. Mécanismes de propagation de fissure .....	198
<b>V.3.2. Fissuration dans le métal d'apport (Duplex MA).....</b>	<b>201</b>
V.3.2.1. Analyse de la vitesse de propagation de fissure .....	201
V.3.2.2. Analyse de la vitesse de propagation de fissure .....	202
<b>V.4. Analyse de la fissuration sur les joints soudés .....</b>	<b>204</b>
<b>V.4.1. Essais sur les joints soudés de l'Alloy28 .....</b>	<b>204</b>
<b>V.4.2. Essai sur les joints soudés de l'acier duplex .....</b>	<b>209</b>
<b>CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES .....</b>	<b>218</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....</b>	<b>224</b>
<b>ANNEXE I .....</b>	<b>236</b>



# Table des figures

Figure I-1 : Principe de soudage à l'arc avec électrode enrobée.....	25
Figure I-2 : : Différentes parties d'un joint soudé (procédé SMAW) .....	27
Figure I-3 : Fissuration dans les joints soudés [Touboul, 2012] .....	29
Figure I-4 : Coupe du diagramme ternaire fer-chrome-nickel, influence du nickel sur l'extension de la boucle $\gamma$ [Cunat, 2003].....	31
Figure I-5 : Microstructure de différentes nuances d'aciers inoxydables ; a) R20-12 [Bucher, 2004], b) 304L [Haddar, 2003], c) SASS type 1.4563 [Momeni et al., 2010].....	34
Figure I-6 : Solidification type A [Lippold, 2005].....	35
Figure I-7 : Diagramme de Schaeffler [Lee et al., 2009] .....	36
Figure I-8 : Microstructure de la soudure [Hosseini et al., 2011].....	37
Figure I-9 : Microstructure d'un acier inoxydable duplex SAF 2507 ( $\alpha$ : ferrite / $\gamma$ : austénite) [Mateo et al. 2001].....	38
Figure I-10 : Microstructure typique d'un acier inoxydable duplex laminé [GUNN, 2000] .....	39
Figure I-11 : Microstructure du métal d'apport de l'acier inoxydable duplex; a) UNS S32101 [Johan et al., 2014]; b) UNS S32750 [Tavares et al., 2007].....	41
Figure I-12 : Profil de dureté du joint soudé de l'acier inoxydable superduplex UNS 32750 [Ramkumar et al., 2014].....	42
Figure I-13 : Faciès de rupture d'une éprouvette Charpy, AISI 316L [Ramazan Yilmaz et al., 2013].....	43
Figure I-14 : Réponse cyclique en contrainte d'un alliage Alloy617 (BM) et son joint soudé (WJ), $T = 20^{\circ}\text{C}$ [Kim et al., 2014].....	45
Figure I-15 : Stade de durcissement cyclique dans un matériau métallique testé en fatigue oligocyclique à déformation imposée [Lemaitre et al. 1990].....	45
Figure I-16 : Stade d'adoucissement cyclique dans un matériau métallique testé en fatigue oligocyclique à déformation imposée [Lemaitre et al. 1990].....	46
Figure I-17 : Boucle d'hystérésis contrainte-déformation .....	47
Figure I-18 : Comportement cyclique de l'acier inoxydable austénitique 316L (BM) .....	50
Figure I-19 : Courbes de durée de vie du MB, MA et de la ZAT de l'acier 16MnR [Cheng et al., 1996].....	51
Figure I-20 : Paramètres géométriques d'un joint soudé [Lee et al., 2009].....	53
Figure I-21 : Rupture dans un joint soudé [Pigneaux, 2002].....	53
Figure I-22 : Effet de la puissance de soudage sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304 soudé [Sharifitabar et al., 2011].....	54
Figure I-23 : Microstructure des dislocations dans un acier inoxydable austénitique à faible $\epsilon_p$ ; a) structure en empilements et dipôles ; b) Structure planaire [Kruml et al., 1997].....	55
Figure I-24 : Microstructure des dislocations dans un acier inoxydable austénitique à fort $\epsilon_p$ ; a) Labyrinthe; b) Structure cellulaire [Jin et al., 1990] .....	56
Figure I-25 : a) Relation entre évolution microstructurale des dislocations et réponse cyclique d'un acier inoxydable AISI 316L, b) Bandes de glissement persistante à la phase de saturation [Pham et al., 2011].....	56
Figure I-26 : Structure des dislocations dans les grains ferritiques d'un acier inoxydable duplex, a) Dislocations vis ; b) Structure en cellules [Kruml et al., 1997] .....	58
Figure I-27 : Amorçage de fissures sur des BGP (fissures transgranulaires) dans un acier 316L testé en fatigue sous air [Mineur et al., 2000]. .....	59

Figure I-28 : Amorçage de fissure dans la ferrite et à l'interface austénite-ferrite, $\Delta\sigma_t/2 = \pm 1,2\%$ [Calonne, 2001] .....	60
Figure I-29 : Observation des bandes de glissement sur un acier inoxydable duplex, $N = 11000$ cycles [Strubbia et al., 2014] .....	61
Figure I-30 : Chemin préférentiel de la fissure principale d'un acier 316LN, a) dans le métal d'apport; b) dans le métal de base [Chandra et al., 2013] .....	62
Figure I-31 : Courbe $da/dN = f(\Delta K)$ .....	64
Figure I-32 : Phénomène de fermeture de fissure .....	66
Figure I-33 : Phénomène de fermeture de la fissure : Sillage plastique .....	67
Figure I-34 : courbe $da/dN - \Delta K$ , acier inoxydable austénitique 304LN soudé [Arora et al., 2014] .....	68
Figure I-35 : Effet du rapport de charge sur la vitesse de propagation de fissure dans les joints soudés d'un acier inoxydable martensitique CA6NM [Trudel et al., 2014] .....	69
Figure I-36: Distribution des contraintes résiduelles dans une plaque soudée en acier inoxydable austénitique 304 [Itatani et al., 1994] .....	70
Figure I-37 : Effet de la microstructure des joints soudés sur la vitesse de propagation de fissure [Al-Haidary et al., 2006] .....	71
Figure I-38 : Effet de l'environnement sur la vitesse de propagation des joints soudés [Tsay et al., 2004] .....	72
Figure II-1 : Forme des plaques à souder ; a) Forme du chanfrein préparé pour la soudure ; b) Numéro des passes .....	77
Figure II-2 : Forme du cordon de soudure en X avec les différentes passes de soudure .....	78
Figure II-3 : Directions de laminage par rapport au cordon de soudure .....	79
Figure II-4 : Microstructure du Métal de Base de l'Alloy28, a) MB ; b) ligne de fusion .....	80
Figure II-5 : Alloy28 MA- Microstructure ; a) proche de la ligne de fusion; b) centre du cordon .....	81
Figure II-6 : Alloy28 JS - Profil de dureté du cordon de soudure .....	82
Figure II-7 : Duplex MB - Microstructure de l'acier inoxydable duplex UNS S32550 .....	83
Figure II-8 : Duplex MA – Microstructure ; a) microscopie optique, b) MEB .....	84
Figure II-9 : Duplex JS - Evolution de la microstructure dans le joint de soudure de l'acier inoxydable duplex .....	85
Figure II-10 : Duplex JS - Profil de dureté du joint soudé de l'acier inoxydable austéno-ferritique .....	86
Figure II-11 : Eprouvette pour essai de fatigue et de comportement cyclique .....	87
Figure II-12 : Schéma descriptif du prélèvement des éprouvettes de fatigue .....	87
Figure II-13 : Eprouvette contenant un joint soudé .....	88
Figure II-14 : Signal triangulaire de la déformation imposée .....	89
Figure II-15 : Emplacement de l'extensomètre sur les éprouvettes contenant un joint soudé .....	90
Figure II-16 : Extensomètres utilisés .....	90
Figure II-17 : Machines électromécaniques de fatigue INSTRON .....	90
Figure II-18 : Dimensions de l'éprouvette CT 32 .....	91
Figure II-19 : Machine d'essais de fissuration .....	92
Figure II-20 : Dispositif de suivi optique .....	93
Figure II-21 : Position des points de mesure de variation de complaisance du suivi automatique de la fissure .....	94
Figure III-1 : Alloy28 - Courbes de traction du Métal de Base et du Métal d'Apport .....	99
Figure III-2 : Alloy28 MB- Faciès de rupture en traction ; a) vue générale, b) et c) extrémités du faciès .....	100



Figure III-3 : Alloy28 MA - Faciès de rupture en traction; a) vue générale, b) cupules, c) particule fragile.....	101
Figure III-4 : Alloy28 - Eprouvettes Charpy après essai, à gauche l'éprouvette usinée dans le MB ; à droite l'éprouvette usinée dans le MA.....	101
Figure III-5 : Alloy28 MA - Surface de rupture de l'éprouvette en résilience;; a) vue générale, b) zoom, c) particules fragiles.....	102
Figure III-6 : Alloy28 - Courbes d'écrouissage cyclique.....	103
Figure III-7 : Alloy28 - Boucles stabilisées pour le MB, MA et JS, a) 0,4% ; b) 1% .....	104
Figure III-8 : Alloy28 - Comparaison entre expérience (●) .....	106
Figure III-9 : Représentation graphique des grandeurs $\sigma^F$ et $\sigma^R$ .....	107
Figure III-10 : Alloy28 - Comparaison entre cyclique et monotone ; (a) Métal de base , (b) Métal d'apport (–monotone, o cyclique).....	110
Figure III-11 : Duplex - Courbes de traction MB et MA.....	112
Figure III-12 : Duplex MB - Observation MEB du faciès de rupture ; a) vue générale, b) zoom sur le centre .....	113
Figure III-13 : Duplex MA - Observation MEB du faciès de rupture ;a) vue générale, b) zoom sur le centre .....	113
Figure III-14 : Duplex MA - Observation MEB du faciès de rupture de résilience ;a) vue générale, b) zoom sur le centre du faciès.....	114
Figure III-15 : Duplex - Courbes d'écrouissage cyclique de l'acier inoxydable ; a) métal de base ; c) métal d'apport.....	115
Figure III-16 : Duplex - Boucles stabilisées pour le métal de base, métal d'apport et métal d'apport, a) 0,4% ; b) 0,7% .....	115
Figure III-17 : Duplex - Comparaison entre expérience (●) et simulation (-) des boucles $\sigma$ - $\epsilon$ ; a) MB ; b) MA .....	116
Figure III-18 : Duplex - Comparaison entre comportement cyclique et monotone ;a) Métal de base ; b) Métal d'apport ; (–monotone, o cyclique) .....	119
Figure IV-1 : Alloy28 MB - Evolution de l'amplitude de contrainte pour les essais conduits sous $\Delta\epsilon/2=0,8\%$ ; $0,6\%$ ; $0,4\%$ et $0,3\%$ .....	125
Figure IV-2 : Alloy28 MB - Boucles contrainte-déformation de mi-durée de vie.....	126
Figure IV-3 : Alloy28 JS - Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles .....	127
Figure IV-4 : Alloy28 JS - Boucles contrainte-déformation à mi-durée de vie .....	128
Figure IV-5 : Alloy28 MB et JS - Courbes de durée de vie.....	130
Figure IV-6 : Alloy28 JS -Profil des éprouvettes rompues à différents $\Delta\epsilon/2$ .....	131
Figure IV-7 : Alloy28 - Courbes de Manson-Coffin et Basquin .....	132
Figure IV-8 : Alloy28 MB et JS - Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction de la vitesse de déformation ( $0,1\% s^{-1}$ et $0,01\% s^{-1}$ ) .....	134
Figure IV-9 : Alloy28 MB - Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du sens du laminage, $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,6\%$ , $d\epsilon/dt = 0,1\%$ .....	135
Figure IV-10 : Alloy28 MB et JS - a) Courbes de consolidation cyclique, b) Boucles $\square$ - $\epsilon$ à mi-durée de vie .....	136
Figure IV-11 : Alloy28 MB et JS - Courbes de Manson-Coffin, Alloy28 .....	137
Figure IV-12 : Alloy28 MB et JS - Histogramme comparatif de l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie .....	138
Figure IV-13 : Alloy28 MB et JS - Amplitude de contrainte stabilisée en fonction du nombre de cycles à la rupture .....	138

Figure IV-14 : Alloy28 MB et JS - Courbes de l'énergie dissipée au cycle stabilisé en fonction du nombre de cycles à la rupture .....	140
Figure IV-15 : Alloy28 MB - Observations MEB de la surface de rupture, $\Delta\epsilon/2 = 0,4\%$ .....	143
Figure IV-16 : Alloy28 MB - Observations MEB de la surface de rupture, $\Delta\epsilon/2 = 0,8\%$ .....	144
Figure IV-17 : Alloy28 MB - Observation des fûts des éprouvettes testées jusqu'à la rupture ; a) et b) $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,4\%$ ; c) d) et e) $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,8\%$ .....	145
Figure IV-18 : Alloy28 JS - Observations MEB de la surface de rupture, $\Delta\epsilon/2 = 0,4\%$ .....	147
Figure IV-19: Alloy28 JS - Observations MEB du centre de la surface de rupture, $\Delta\epsilon/2 = 0,6\%$ .....	147
Figure IV-20 : Alloy28 JS - Observations MEB de la surface de rupture, $\Delta\epsilon/2 = 0,8\%$ .....	148
Figure IV-21: Alloy28 JS - Observation des fûts des éprouvettes testés jusqu'à rupture, selon l'amplitude de déformation totale imposée .....	150
Figure IV-22 : Alloy28 - Evolution des inter-stries en fonction de la profondeur .....	151
Figure IV-23 : Duplex MB - Evolution de l'amplitude de contrainte pour les essais conduits sous $\Delta\epsilon/2=0,8\%$ ; $0,6\%$ ; $0,4\%$ et $0,3\%$ .....	154
Figure IV-24 : Duplex MB - Boucles contrainte-déformation de mi-durée de vie des essais conduits sous $\Delta\epsilon/2=0,8\%$ ; $0,6\%$ ; $0,4\%$ et $0,3\%$ .....	155
Figure IV-25 : Duplex JS - Evolution de l'amplitude de contrainte pour les essais conduits sous $\Delta\epsilon/2=0,8\%$ ; $0,6\%$ ; $0,4\%$ et $0,3\%$ .....	156
Figure IV-26 : Duplex JS - Boucles contrainte-déformation de mi-durée de vie des essais conduits sous $\Delta\epsilon/2=0,8\%$ ; $0,6\%$ ; $0,4\%$ et $0,3\%$ .....	157
Figure IV-27 : Duplex MB et JS - Courbes de durée de vie .....	159
Figure IV-28 : Duplex JS - Profil des éprouvettes rompues à différentes $\Delta\epsilon/2$ .....	159
Figure IV-29 : Duplex - Courbes de Manson-Coffin et de Basquin ; a) Métal de base ; b) Joint soudé .....	160
Figure IV-30 : Duplex MB et JS - Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction de la vitesse de déformation ( $0,1\%$ et $0,01\%$ ) .....	161
Figure IV-31 : Duplex MB - Effet du sens de prélèvement sur le comportement cyclique de l'acier duplex, $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,6\%$ et $\pm 0,4\%$ .....	163
Figure IV-32 : Duplex MB et JS - Comparaison entre le comportement cyclique ; a) Courbes de consolidation cyclique, b) Boucles $\sigma - \epsilon$ à mi-durée de vie .....	164
Figure IV-33 : Duplex MB et JS - Courbes de Manson-Coffin .....	165
Figure IV-34 : Duplex MB et JS – Histogramme comparatif de l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie .....	166
Figure IV-35 : Duplex MB et JS - Courbes amplitude de contrainte = $f(N)$ .....	166
Figure IV-36 : Duplex MB et JS - Courbes de l'énergie dissipée au cycle stabilisé en fonction du nombre de cycles à la rupture .....	168
Figure IV-37 : Duplex MB - Observations MEB de la surface de rupture, $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,3\%$ .....	170
Figure IV-38 : Duplex MB - Observations MEB de la surface de rupture, $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,8\%$ .....	171
Figure IV-39 : Duplex MB - Observation des fûts des éprouvettes testés jusqu'à rupture .....	173
Figure IV-40 : Duplex JS - Observations MEB de la surface de rupture, $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,3\%$ .....	174
Figure IV-41 : Duplex JS - Observation MEB de la surface de rupture, $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,8\%$ .....	175
Figure IV-42 : Duplex JS - Observation des fûts des éprouvettes testés jusqu'à rupture .....	177
Figure V-1 : Alloy28 MB - Effet du rapport de charge sur l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles .....	183
Figure V-2 : Alloy28 MB - Effet du rapport de chargement sur les vitesses de propagation de fissure .....	184

Figure V-3 : Alloy28 MB - Chemin de la fissure, $R = 0,5$ .....	185
Figure V-4 : Alloy28 MB - Surfaces de rupture à différentes valeurs de $\Delta K$ , $R = 0,5$ .....	186
Figure V-5 : Alloy28 MB $R = 0,1$ – a) surface de rupture, b) Chemin de la fissure .....	187
Figure V-6 : Alloy28 MB - Surfaces de rupture à différentes valeurs de $\Delta K$ , $R = 0,1$ .....	188
Figure V-7 : Schéma de l'éprouvette CT entaillée dans la soudure .....	189
Figure V-8 : Alloy28 Ma - Effet du rapport de chargement sur les vitesses de propagation de fissure .....	189
Figure V-9 : Alloy28 MA - chemin de la fissure de l'éprouvette, $R = 0,5$ .....	191
Figure V-10 : Alloy28 MA - Zoom sur la zone correspondant à $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , $R = 0,5$ .....	192
Figure V-11: Alloy28 MA - Surface de rupture, $R = 0,5$ .....	193
Figure V-12 : Alloy28 - $da/dN = f(\Delta K)$ , comparaison entre MB et MA .....	194
Figure V-13: Duplex MB - Evolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles .....	197
Figure V-14 : Duplex MB - Effet du rapport de chargement sur la cinétique de fissuration .....	198
Figure V-15 : Duplex MB - Chemin de fissuration dans une éprouvette en, $R = 0,5$ .....	199
Figure V-16: Duplex MB - Surface de rupture à différents $\Delta K$ de l'acier inoxydable .....	200
Figure V-17 : Duplex - $da/dN = f(\Delta K)$ , comparaison entre MB et MA .....	202
Figure V-18 : Duplex MA - Chemin de la fissure sur une éprouvette, $R = 0,5$ .....	202
Figure V-19 : Duplex MA - Surfaces de rupture à différentes valeurs de $\Delta K$ dans l'acier inoxydable, $R = 0,5$ .....	203
Figure V-20 : Eproutette CT30 contenant un joint soudé perpendiculaire à l'entaille .....	205
Figure V-21 : Alloy28 JS - Evolution de la vitesse de propagation de fissure à $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , $R = 0,1$ .....	205
Figure V-22 : Evolution de la vitesse de propagation de fissure $da/dN$ dans le MB et le MA à $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .....	206
Figure V-23 : Alloy28 JS – Chemin de la fissure ; a) vue générale ; b) zoom sur le MA .....	207
Figure V-24 : Alloy28 JS - Observation en microscopie optique du faciès de rupture .....	208
Figure V-25 : Alloy28 JS - Observation MEB des surfaces de rupture .....	208
Figure V-26 : Duplex JS - Evolution de la longueur de la fissure, $\Delta K$ constant= $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , $R = 0,1$ .....	209
Figure V-27 : Duplex JS $R = 0,1$ – Chemin de la fissure .....	211
Figure V-28 : Duplex JS - Observation sous le microscope optique du faciès de rupture .....	212



# Liste des tableaux

Tableau I-1 : Origine et moyens de prévention liés à la fissuration .....	30
Tableau I-2: Gamme de nuances des aciers inoxydables austénitiques 304 et 316 .....	33
Tableau I-3 : Propriétés mécaniques de quelques aciers inoxydables duplex .....	39
Tableau I-4 : Critères classiques de durée de vie .....	48
Tableau II-1 : Les paramètres de soudage des 15 passes, pour une intensité de 140 A et un voltage de 26 V .....	78
Tableau II-2 : Composition chimique de l'Alloy28 (MB) et du Sanicro28 (MA) mesurée par EDX .....	79
Tableau II-3 : Composition chimique en % massique du MB et MA, acier inoxydable austéno-ferritique .....	83
Tableau II-4 : Valeurs de Cn correspondant aux positions du point de mesure .....	94
Tableau III-1 : Alloy28 - Propriétés mécaniques du MB et du MA .....	100
Tableau III-2 : Alloy28 - Paramètres de la loi de comportement élasto-plastique .....	106
Tableau III-3 : Alloy28 - Valeurs du coefficient $\beta\sigma$ et $\sigma_c$ pour différents valeurs de $\Delta\epsilon_t/2$ .....	108
Tableau III-4 : Alloy28 - Paramètres de la loi de Ramberg-Osgood .....	109
Tableau III-5 : Alloy28 - Valeurs de l'amplitude de contrainte cyclique et la déformation plastique à différents niveaux de déformations .....	110
Tableau III-6 : Duplex - Propriétés mécaniques de l'acier inoxydable, MB et MA .....	112
Tableau III-7 : Duplex- Paramètres de la loi de comportement élasto-plastique .....	116
Tableau III-8 : Duplex - Valeurs du coefficient $\beta_\sigma$ représentatif de l'ampleur de l'effet Bauschinger et de l'écrouissage cinématique $\sigma_c$ obtenu à partir du cycle stabilisé .....	117
Tableau III-9 : Duplex - Paramètres de la loi de Ramberg-Osgood .....	118
Tableau III-10 : Duplex - Valeurs de l'amplitude de contrainte cyclique et la déformation plastique à différents niveaux de déformations .....	118
Tableau IV-1 : Niveaux de déformation imposés selon le prélèvement des éprouvettes .....	124
Tableau IV-2 : Alloy28 MB - Evolution des amplitudes de contrainte et des taux de durcissement et d'adoucissement selon le niveau de déformation imposée .....	126
Tableau IV-3 : Alloy28 JS - Evolution des amplitudes de contrainte selon le niveau de déformation imposée .....	128
Tableau IV-4 : Alloy28 - Validation des essais dupliqués .....	129
Tableau IV-5: Alloy28 - Valeurs des déformations totales, plastiques et élastiques et durée de vie .....	130
Tableau IV-6 : Alloy28 - Paramètres des lois de Manson-Coffin et Basquin .....	133
Tableau IV-7 : Alloy28 - Amplitude de contrainte au pic de consolidation pour les deux vitesses de déformation testés à $\Delta\epsilon_t/2 = 0,6\%$ et $0,4\%$ et l'écart relatif .....	134
Tableau IV-8 : Alloy28 MB et JS - Energie dissipée au cycle stabilisé pour le métal de base et le métal d'apport à différents niveaux de déformation imposée .....	139
Tableau IV-9 : Alloy28 - Prédiction de la durée de vie en propagation et amorçage par la loi puissance .....	152
Tableau IV-10 : Duplex MB - Evolution des amplitudes de contrainte selon le niveau de déformation imposée .....	155
Tableau IV-11 : Duplex JS - Evolution des amplitudes de contrainte selon le niveau .....	156
Tableau IV-12 : Duplex - Validation des essais dupliqués .....	158

Tableau IV-13 : Duplex MB et JS - Valeurs des déformations totales, plastiques et élastiques et durée de vie .....	158
Tableau IV-14 : Duplex MB et JS - Paramètres des lois de Manson-Coffin et Basquin .....	160
Tableau IV-15 : Duplex MB et JS - Effet de la vitesse de déformation sur le pic de consolidation cyclique.....	162
Tableau IV-16 : Duplex MB - Durée de vie de l'acier duplex dans les deux sens du laminage, $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,6\%$ et $\pm 0,4\%$ .....	163
Tableau IV-17 : Duplex MB et JS - Energie dissipée au cycle stabilisé à différents niveaux de déformation imposée .....	167
Tableau V-1 : Récapitulatif des essais de fissuration pour les deux matériaux de l'étude.....	182
Tableau V-2 : Alloy28 MB - Coefficient de la loi de Paris .....	184
Tableau V-3 : Alloy28 MA - Coefficients de la loi de Paris .....	190
Tableau V-4 : Duplex MB - Coefficient de la loi de Paris.....	198
Tableau V-5 : Duplex MB R = 0,5 - Comparaison des vitesses macroscopiques et microscopiques .....	201
Tableau V-6 : Duplex MA - Coefficient de la loi de Paris, R=0,5 .....	202
Tableau V-7 : Duplex - Valeurs du rayon de plasticité cyclique à $\Delta K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .....	210







# INTRODUCTION ET CONTEXTE



## INTRODUCTION ET CONTEXTE

De nos jours, les industriels de construction métallique portent un intérêt croissant à la caractérisation des diverses hétérogénéités, incluses dans les structures et liées en partie aux opérations d'assemblage, telles que le soudage. Ce type de liaisons se révèle être tout particulièrement une zone d'hétérogénéité, tant du point de vue microstructural que mécanique.

Les réservoirs sous pression sont des structures assemblées par une opération de soudage. Leurs rôles est de stocker ou transporter différents produits comme le gaz naturel, le pétrole ou des produits chimiques corrosifs. Les causes de défaillance de ces réservoirs sont nombreuses, on peut citer:

- l'environnement extérieur, notamment la température et l'environnement marin ;
- la corrosion par piqûre, qui peut engendrer un amorçage prématuré de fissure ;
- la présence de défauts métallurgiques comme les inclusions, les précipités ou les porosités ;
- les soudures non-conformes aux normes ;
- les fluctuations de pression susceptibles d'engendrer des phénomènes de fatigue mécanique ;

Cette étude s'intéresse principalement à cette dernière cause, qui provoque des chargements cycliques au niveau de la zone assemblée. De ce fait, il est particulièrement important, pour des raisons de fiabilité et de sûreté, de connaître le plus précisément possible les propriétés de la liaison soudée.

Les réservoirs de l'étude sont fabriqués à partir de tôles laminées à chaud, et soudées à l'aide du procédé de soudage à l'électrode enrobée SMAW (Shielded Metal Arc Welding). Deux nuances d'acier inoxydable ont été utilisées, d'une part un acier inoxydable superausténitique dit Alloy28 UNS N08028 (selon la norme européenne), et d'autre part, et un acier inoxydable austéno-ferritique ou duplex (UNS S32550).

On s'intéressera dans cette étude à caractériser pour chacune des deux nuances le métal de base, mais aussi le joint soudé qui a priori est la partie critique de la pièce pouvant présenter un risque de défaillance prématurée par rapport au métal de base.

L'objectif principal de la thèse est d'étudier le comportement monotone et cyclique des aciers de l'étude et leurs joints soudés. Le comportement cyclique est caractérisé essentiellement par des essais d'écrouissage cycliques, de fatigue oligocyclique et de fissuration. L'étude des

mécanismes d'endommagement de chaque métal ainsi que l'origine de la rupture est un complément pour la compréhension des comportements étudiés.

Ce rapport de la thèse s'articule donc autour de cinq parties :

- La première partie sera consacrée à une étude bibliographique sur les différents procédés de soudage, les propriétés des aciers inoxydables, la fatigue et la propagation de fissure dans les structures soudées.
- La deuxième partie portera sur la présentation des aciers inoxydables de l'étude et leurs soudures ainsi que les méthodes expérimentales utilisées. Une caractérisation chimique et microstructurale du métal de base et du métal d'apport de chaque nuance d'acier inoxydable a été abordée.
- La troisième partie est dédiée à l'étude du comportement monotone et cyclique d'éprouvettes prélevées dans le métal de base, le métal d'apport et comportant un joint soudé.
- La quatrième partie porte sur la fatigue oligocyclique des aciers inoxydables soudés. Y sont présentés les résultats des essais de fatigue sous déformation imposée sur le métal de base et le joint soudé de l'acier inoxydable Alloy28 et du duplex. Les analyses sont appuyées par des observations des mécanismes d'endommagement.
- La cinquième partie est consacrée à l'étude de propagation de fissures dans le métal de base et le métal d'apport ainsi que le joint soudé de chaque nuance. Les essais de fissuration ont été effectués à température ambiante. L'effet du rapport du chargement ainsi que l'effet de la microstructure sur la cinétique de fissuration ont été étudiés. La cinétique de fissuration est un point important à prendre en compte dans la prise de décision des ingénieurs de contrôle. Les courbes de fissuration sont des outils primordiaux pour l'étude de la propagation des fissures dans les structures soudées.

Finalement, une conclusion générale reprend les principaux résultats de cette étude et présente quelques perspectives de travaux futurs.



---

---

# **CHAPITRE I :**

## **ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE**





# I. Etude bibliographique

## I.1. Procédés de soudage des aciers inoxydables

Le soudage est le moyen d'assemblage le plus utilisé dans les structures métalliques et notamment dans les composants sous pression. Il se révèle être tout particulièrement intéressant car il assure une continuité métallique de la structure lui conférant ainsi des caractéristiques, au niveau de l'assemblage, similaires à celles du métal assemblé. Parmi les procédés de soudage les plus utilisés, on trouve le soudage à l'arc.

### I.1.1. Généralités sur le soudage à l'arc

Le soudage à l'arc consiste à créer un arc électrique entre une électrode et les deux pièces à souder. Cet arc est la source de chaleur pour un certain nombre de procédés de soudage en s'appuyant sur :

- les effets thermiques au niveau des électrodes: l'arc de soudage est un arc court entre une électrode formant l'outil, et les pièces à souder portées localement à la température de fusion.
- les phénomènes de transfert du métal qui s'instaurent naturellement et simultanément de l'électrode, lorsqu'elle est fusible, à la pièce, formant un dépôt continu se diluant avec les bords à souder pour constituer après refroidissement la liaison métallique recherchée.

Parmi les procédés de soudage à l'arc on peut citer :

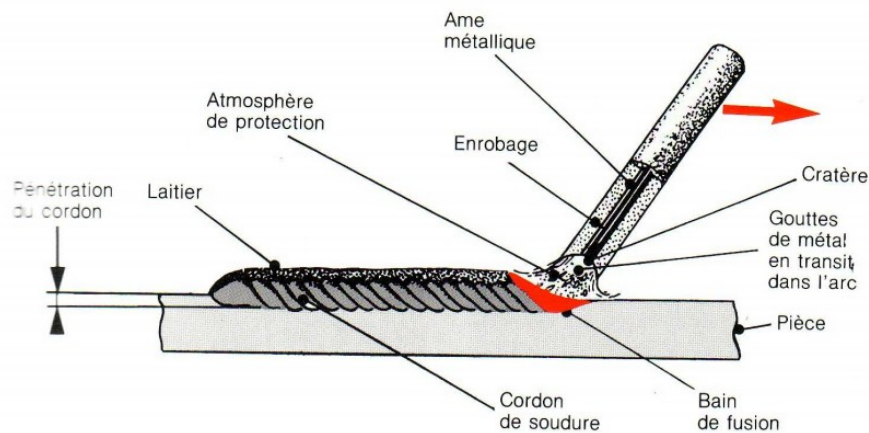
- Le procédé de soudage MIG fil plein, GMAW : le **MIG** (*Metal Inert Gas*) ou **GMAW** (*Gas Metal Arc Welding*) est un soudage à l'arc sous protection de gaz inerte avec fil électrode fusible. Il est réalisé à partir d'un arc électrique créé et entretenu entre le fil d'apport et la pièce à souder. Le bain de fusion est protégé de l'atmosphère externe par un cône invisible de gaz de protection inerte (Argon pur, Argon + Hélium). Ce procédé est dénommé « semi-automatique » [Weman, 2012].
- Le procédé de soudage « MAG » fil massif, GMAW : Le soudage à l'arc sous protection de gaz actif avec fil électrode fusible MAG (*Metal Active Gas*) est presque identique au procédé MIG. Cependant pour le MAG, le bain de fusion est protégé de l'atmosphère externe par un gaz de protection actif (CO<sub>2</sub>).

- Soudage à l'arc sous protection de gaz actif de fil fourré FCAW : (Flux Cored Arc Welding **FCAW**) est réalisé à partir d'un arc électrique créé et entretenu entre le fil fourré à dévidage continu à vitesse constante et la pièce à souder. Au cours du soudage, un laitier protecteur protège le bain de fusion de l'oxydation et d'un refroidissement trop rapide. Le bain de fusion est aussi protégé de l'atmosphère externe par un cône invisible de gaz de protection actif (Argon + CO<sub>2</sub>) [Weman, 2012].
- Soudage à l'arc sous flux solide SAW : Le soudage électrique à l'arc sous flux solide électro-conducteur (Submerged Arc Welding **SAW**) est réalisé à partir d'un arc électrique créé et entretenu entre le fil électrode de métal et la pièce à souder. Un dépôt continu de flux en poudre recouvre l'extrémité du fil électrode et la pièce à souder (bain de fusion). L'arc est alimenté en courant continu, ou en alternatif pour augmenter les intensités admissibles. Le laitier résultant de la fusion du flux recouvre le bain liquide et le cordon de soudure.
- Soudage à l'arc de gaz de tungstène « TIG » : Le soudage **TIG** (Tungsten Inert Gas) est très souvent appelé soudage **GTAW** (Gas Tungsten Arc Welding). Ce dernier est choisi pour réaliser des soudures précises et de qualité. Lors d'un soudage **TIG**, un arc vient se former entre une électrode non consommable de tungstène et le composant qui fait l'objet du soudage. Un gaz traverse le chalumeau pour protéger l'électrode et le bain de soudure en fusion. Les gaz typiques de protection employés sont l'Argon associé à l'Hydrogène et l'Argon associé à l'Hélium.

### **I.1.2. Soudage à l'arc avec électrodes enrobées SMAW (procédé de soudage de l'étude)**

Le soudage à l'arc avec électrode enrobée (Shielded Metal Arc Welding, **SMAW**) est réalisé à partir d'un arc électrique créé et entretenu entre l'âme métallique de l'électrode et la pièce à souder (Figure I-1). L'appareillage comporte une source de courant continu ou alternatif, une pince porte-électrode et l'électrode proprement dite, un câble de liaison et un câble de masse.

L'énergie de l'arc fait fondre simultanément et localement la pièce à assembler, l'âme métallique de l'électrode et l'enrobage pour constituer le bain de fusion [Goel et al., 1993].



**Figure I-1 : Principe de soudage à l'arc avec électrode enrobée**

Les normes de classification des produits de soudage distinguent plusieurs types d'électrodes enrobées (ou baguettes) selon la nature de l'enrobage. L'électrode est constituée de deux parties:

- **L'âme** : c'est la partie métallique cylindrique placée au centre de l'électrode. Elle conduit le courant et apporte le métal pour former le cordon de soudure. Elle comporte des éléments d'alliages très proches de ceux du métal de base à souder. Le diamètre est choisi en fonction du taux de dépôt désiré qui dépend à son tour des épaisseurs en présence et de l'assemblage à réaliser. Le courant de soudage est fonction du diamètre de l'âme de l'électrode.
- **L'enrobage** : c'est la partie extérieure cylindrique de l'électrode assurant la protection du bain de fusion de l'oxydation par l'air ambiant en générant une atmosphère gazeuse entourant le métal en fusion. L'enrobage dépose, lors de sa fusion, un laitier protecteur sur le dessus du cordon de soudure. Ce laitier protège le bain de fusion de l'oxydation et d'un refroidissement trop rapide. Il est constitué généralement par un mélange de corps très divers agglomérés autour de l'âme par un liant. Les éléments les plus utilisés sont des minerais, silicates, carbonates, matières organiques, métaux en poudre et graphite.

Parmi les principaux rôles de l'enrobage, on peut citer :

- *rôle électrique* : il permet d'amorcer l'arc et de le maintenir par divers dégagements gazeux qui se produisent au cours du soudage.
- *rôle métallurgique* : pendant et après la fusion, l'enrobage forme un laitier qui flotte par sa faible densité au-dessus du bain jusqu'au refroidissement complet au cours duquel il se solidifie tout en gardant son action protectrice. Certains éléments de l'enrobage peuvent

se diluer dans le bain en fusion et ainsi se retrouver dans le cordon de soudure. Afin d'améliorer la texture métallurgique résultante de la zone fondue, il est aussi possible d'introduire des éléments tels que le manganèse, le silicium, le titane, le nickel ou le chrome [Cazes, 1995].

L'enrobage de l'électrode fond avec un léger retard par rapport à l'âme métallique. Un générateur électrique fournit le courant continu ou alternatif avec une intensité variant en fonction de différents paramètres comme le diamètre de l'électrode, la nature de l'enrobage, la position de soudage, le type d'assemblage, les dimensions et la nuance des pièces à assembler.

L'électrode enrobée est placée et serrée sur le porte-électrode relié sur l'une des bornes électriques de sortie du poste de soudage. Le connecteur de pièce est relié au générateur et placé sur la pièce à souder. L'amorçage de l'arc est réalisé en frottant l'extrémité de l'électrode sur la pièce et en écartant de quelques millimètres le bout de l'électrode lorsque l'arc jaillit. Ensuite, il est nécessaire d'entretenir cet arc électrique afin d'éviter sa rupture en gardant une distance constante la plus faible possible, entre le bout de l'électrode et la pièce à souder. L'usage de l'électrode enrobée est presque exclusivement manuel. Il représente encore environ 40% du tonnage de métal déposé par soudage à l'arc. Il est employé dans toutes les industries pour les travaux en chaudronnerie, pétrochimie, industries nucléaire et aéronautique, charpente, etc. Ce procédé de soudage est de plus en plus concurrencé par les procédés *MIG*, *MAG*.

Le procédé de soudage se base essentiellement sur la nature de l'énergie fournie pour assembler les pièces par la fusion du métal d'apport apportée par cette énergie. Le cycle thermique de l'opération de soudage permet de prédire les phénomènes métallurgiques et les transformations de phases dans le bain de fusion. Les propriétés mécaniques du cordon de soudure sont fortement liées au cycle thermique appliqué.

Les principaux facteurs influençant le cycle thermique sont :

- *L'énergie de soudage* :  $E(J/cm) = \frac{U(V) \times I(A)}{V_s (cm/min)} \times 60$  **Eq.I-1**  
( $V_s$  : Vitesse de soudage)
- *La forme du joint* : on peut moduler cette énergie à l'aide d'un facteur géométrique « k » relatif à l'épaisseur et à la géométrie de l'assemblage.
- *Le procédé de soudage* : on peut introduire un facteur «  $\eta$  » qui caractérise le rendement relatif au procédé de soudage.
- *La température de préchauffage* : la température maximale atteinte et la température entre passes.

D'où l'équation de l'énergie de soudage effective (Eq.I-2) :

$$E_{\text{eff}} = \frac{\eta \cdot k \cdot U \cdot I}{V_s} \times 60 \quad \text{Eq.I-2}$$

L'énergie doit être suffisante pour éviter le collage mais pas trop importante pour éviter le grossissement des grains, entraînant une diminution des propriétés mécaniques.

### I.1.3. Morphologie d'un cordon de soudure

Le joint soudé contient différentes zones dont les propriétés mécaniques dépendent de plusieurs facteurs, comme la vitesse de refroidissement, la taille des grains et les contraintes résiduelles. Le joint soudé, comme le montre la Figure I-2, peut se composer de :



Figure I-2 : : Différentes parties d'un joint soudé (procédé SMAW)

- *La Zone Fondue (ZF)*: au cours du procédé de soudage, le bain de fusion présent dans cette zone se refroidit avec des vitesses différentes. Les concentrations chimiques dans cette région ne sont pas homogènes (phénomène de ségrégation). La morphologie des grains (orientation et taille) dépend aussi fortement du cycle thermique appliqué sur cette zone.
- *La Zone Affectée Thermiquement (ZAT)*: cette zone se trouve entre la zone fondue et le métal de base avec des largeurs différentes d'un procédé à l'autre. Sa structure métallurgique dépend de la vitesse de refroidissement depuis une température inférieure à la température de fusion.
- *La Zone de Liaison (ZL)*: cette zone fait le lien entre la zone fondue et la ZAT, elle correspond au premier point de solidification du bain fondu.
- *Le Métal de Base (MB)*: aussi appelée zone non affectée, il n'y a aucun changement de structure métallurgique dans cette zone car elle n'a pas subi de chauffage au cours du cycle thermique du bain fondu.

En conséquence, le procédé de soudage est un procédé métallurgique complexe qui conduit à diverses structures métallurgiques dans les différentes zones du cordon de soudure. Les propriétés mécaniques et microstructurales peuvent varier selon la vitesse du cycle thermique, le matériau à souder et le procédé de soudage.

#### **I.1.4. Les défauts de soudage**

La qualité du cordon de soudure peut dépendre de plusieurs paramètres, comme l'énergie de soudage, l'électrode utilisée et la vitesse d'avance. Différents défauts sont susceptibles d'apparaître suite à un mauvais réglage du matériel. Ainsi, le chauffage du métal peut engendrer le phénomène de ségrégation pendant lequel les impuretés des éléments d'alliage migrent aux joints de grains, ce qui favorise un mode de rupture fragile inter-granulaire [Touboul, 2012]. Les principaux défauts de soudage sont :

- Les fissures
- Les cavités
- Les inclusions solides
- Le manque de fusion
- Les défauts de forme

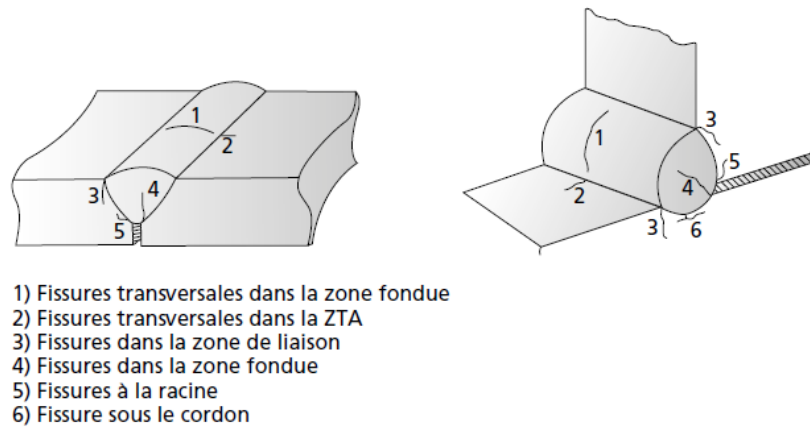
Dans ce qui suit, on ne s'intéressera qu'à présenter les fissures dans les soudures. Il s'agit du principal facteur qui affecte directement la durée de vie d'une structure soudée. La fissure peut se former lors du refroidissement du cordon ou/et sous l'effet des contraintes à l'état solide et pour des volumes de cordon insuffisants. Elles peuvent notamment apparaître en présence d'hydrogène (électrode non étuvée) dans le métal de base, la ZAT ou la zone de liaison et du métal fondu.

##### *I.1.4.1. Fissuration à chaud (fissures de solidification)*

Ces fissures se forment à haute température à la fin de la solidification. Elles sont toujours larges suite à la contraction du métal au cours du refroidissement. Le métal de base en zone affectée thermiquement ne fond pas, mais la température au voisinage de la ligne de fusion est très élevée et peut engendrer une fusion locale aux joints de grains. Les contraintes de retrait lors du refroidissement engendrent aussi l'apparition de fissures très fines qui peuvent se propager au cours des différentes sollicitations cycliques. Sous l'effet de ce retrait, les zones présentant une fusion partielle donnent naissance à des fissures qui s'étendent profondément à l'intérieur de la ZAT.

### *I.1.4.2. Fissuration à froid*

La fissuration à froid apparaît généralement des heures voire même des jours après l'opération de soudage. Elle se produit dans le cordon ou dans la ZAT (Figure I-3) et est causée par l'hydrogène bloqué dans la soudure et/ou par des contraintes résiduelles internes. Les aciers à forte teneur en carbone de même que les aciers faiblement alliés sont les plus sensibles à la fissuration à froid.



**Figure I-3 : Fissuration dans les joints soudés [Touboul, 2012]**

Afin d'empêcher l'apparition de la fissuration à froid, un préchauffage des pièces à souder permet d'évaporer l'hydrogène contenu dans l'humidité présente sur la pièce. Une des solutions permettant de remédier à ce problème de fissuration est d'utiliser des électrodes préchauffées à basse teneur en hydrogène.

Le tableau I-1 résume les différentes origines et les moyens de prévention de la fissuration à chaud et à froid.

**Tableau I-1 : Origine et moyens de prévention liés à la fissuration**

	<b>Origine</b>	<b>Moyens de prévention</b>
<b>Fissuration à chaud</b>	- Joint trop étroit	- Bonne mesure des angles et des chanfreins
	- Cordon trop petit	
	- Présence d'impuretés dans la soudure	- Préchauffage avant le soudage
	- Incompatibilité entre le métal d'apport et le métal de base	- Bon choix du métal d'apport
	- Trop de retrait après le soudage	- Refroidissement lent - Recuit après soudage
<b>Fissuration à froid</b>	- Hydrogène piégé dans la soudure	- Préchauffage et chauffage au cours du soudage
	- Contrainte résiduelles importantes	- Refroidissement lent - Traitement thermique après soudage (relaxation, dégazage)



## I.2. Les aciers inoxydables soudés

### I.2.1. Généralités sur les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer-carbone à faible pourcentage de carbone et contenant du chrome ainsi que d'autres éléments d'addition tels que le nickel, le manganèse et le molybdène. Leur résistance à la corrosion est due à une teneur en chrome d'au moins 12%. Ces aciers permettent de répondre aux problèmes de corrosion sévère (industrie chimique, eau de mer...) ainsi qu'à la corrosion douce lorsque toute contamination est interdite (industrie agroalimentaire, pharmacie, industrie nucléaire...).

En fonction de la température, le fer cristallise suivant différentes variétés allotropiques. Ainsi, le fer  $\alpha$ , appelé ferrite dans les aciers, a une structure cubique centrée jusqu'à 910 °C, ensuite il se transforme en fer  $\gamma$  (appelé austénite dans les aciers) dont la structure est cubique à faces centrées et enfin, il retrouve une structure cubique centrée au-dessus de 1394 °C (fer  $\delta$ ). En ce qui concerne les éléments d'addition, le chrome est considéré comme stabilisant de la ferrite puisqu'il possède une structure cubique centrée (élément alphagène) tandis que le nickel, dont la structure est cubique à faces centrées, sera un stabilisant de l'austénite (élément gammagène). La Figure I-4, qui est une coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni, montre le déplacement de la boucle  $\gamma$  vers les teneurs élevées en chrome lorsqu'on augmente la teneur en nickel ce qui confirme le caractère gammagène de ce dernier.

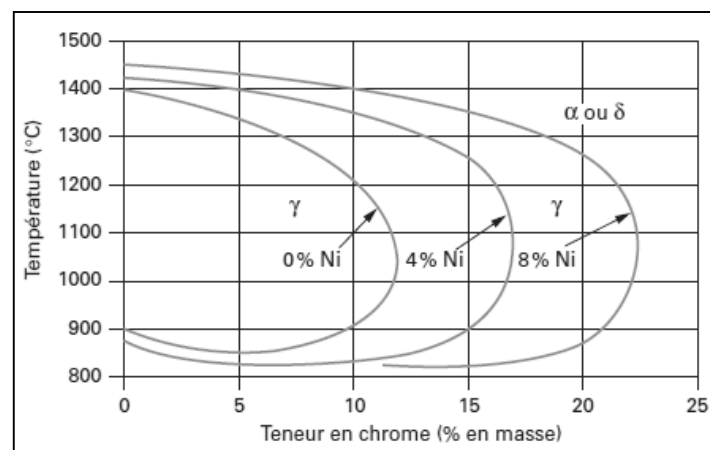


Figure I-4 : Coupe du diagramme ternaire fer-chrome-nickel, influence du nickel sur l'extension de la boucle  $\gamma$  [Cunat, 2003]

Le rôle des éléments d'addition, dans les aciers inoxydables, se classe selon l'effet sur les propriétés mécaniques, chimiques ou microstructurales. On peut citer quelques effets des éléments d'addition suivants :

- Le *chrome*, élément de base de tous les aciers inoxydables, augmente la résistance à la corrosion et la dureté, il peut aussi s'associer au carbone pour former des précipités de carbures de chrome.
- Le *nickel*, stabilise l'austénite (élément gammagène) aussi bien à la température ambiante qu'aux températures très basses. Il améliore la résilience à basse température.
- Le *manganèse*, bien que généralement classé comme élément gammagène, a un rôle alphagène pour des teneurs supérieures à 7 % renforçant ainsi la résistance à la fissuration à chaud lors des solidifications rapides (telles que celles rencontrées dans des opérations de soudage).
- Le *carbone*, élément fortement gammagène, aide à stabiliser l'austénite lors des déformations à froid. Il peut par contre former des carbures de chrome  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  intergranulaires diminuant la résistance à la corrosion intergranulaire.
- L'*azote*, puissant élément gammagène, contribue aussi à stabiliser l'austénite. Associé à une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.
- Le *silicium*, autre élément alphagène, améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage.
- Le *soufre* améliore énormément l'usinabilité (tournage, fraisage, perçage, etc.) pour des teneurs d'environ 0,2%. Pour certains procédés de soudage à l'arc, son niveau doit être maintenu à environ 0,07% pour assurer une bonne soudabilité opératoire.
- Le *molybdène*, élément alphagène, est couramment utilisé à des teneurs de 2 à 5 % pour améliorer la corrosion dans quasiment tous les milieux.

## I.2.2. Les aciers inoxydables austénitiques

### I.2.2.1. Généralités

Les aciers inoxydables austénitiques représentent le plus grand groupe d'aciers inoxydables en termes de nombre de nuances. Ils ont une bonne résistance à la corrosion dans la plupart des environnements ainsi que de bonnes propriétés mécaniques à haute température.

Les aciers inoxydables austénitiques contiennent suffisamment de chrome pour leur conférer un caractère inoxydable, et suffisamment d'éléments gammagène, comme le nickel, pour leur conférer une structure cubique à faces centrées. Les aciers inoxydables de cette famille contiennent

généralement entre 0,02 et 0,1 % de carbone, 17 à 20 % de chrome, 7 à 25 % de nickel et 2 à 5 % de molybdène. On peut citer la composition chimique de quelques aciers inoxydables austénitiques [Cunat, 2003] (Tableau I-2).

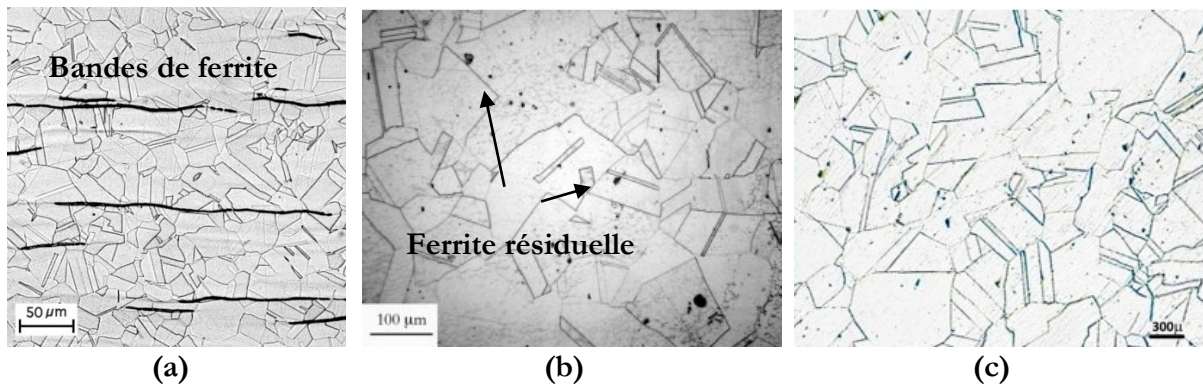
**Tableau I-2: Gamme de nuances des aciers inoxydables austénitiques 304 et 316**

dénomination	Cr	Ni	C <sub>max</sub>	N <sub>max</sub>	Mo
<b>304</b>	17-20	9-12	0,080	-	-
<b>304L</b>	17-20	9-12	0,030	-	-
<b>304L (N)</b>	18,5-20	9-12	0,035	0,080	-
<b>316</b>	16-19	10-14	0,080	-	2,25-2,75
<b>316L</b>	16-19	10-14	0,030	-	2,25-2,75
<b>316L (N)</b>	17-18,2	10-14	0,035	0,080	2,25-2,75

Les aciers inoxydables austénitiques présentent généralement une bonne ductilité et une ténacité élevée ainsi qu'un allongement à la rupture significatif. Leur coût est plus élevé que celui des aciers inoxydables martensitique et ferritique, ceci en raison de la teneur élevée en éléments d'addition.

Parmi les nuances d'aciers inoxydables austénitiques, on trouve les aciers inoxydables superausténitiques. La différence avec les autres réside dans la teneur en chrome et le nickel dont les pourcentages sont compris entre 20% et 30% pour le superausténitique. L'ajout de molybdène avec des teneurs de 2% améliore la résistance à la corrosion par piqûres et l'ajout d'azote permet de former des précipités de nitrure de chrome Cr<sub>2</sub>N transgranulaire qui n'affectent pas la résistance à la corrosion intergranulaire.

Plusieurs études se sont intéressées à la caractérisation microstructurale des aciers inoxydables austénitiques. Ces derniers ont une microstructure constituée de grains austénitiques avec la présence de joints de macles et un certain pourcentage de ferrite résiduelle dont la proportion dépend de la composition chimique de chaque acier. Bucher [Bucher, 2004], Haddar [Haddar, 2003] et Momeni [Momeni et al., 2010] ont étudié la microstructure des aciers inoxydables austénitiques R20-12, 304L et un acier superausténitique de type 1.4563 respectivement (Figure I-5). La microstructure est très similaire d'un acier à l'autre avec une taille de grain différente. L'acier R20-12 présente des bandes de ferrite orientées dans le sens du laminage de la tôle, par contre l'acier 304L ne présente que quelques traces de ferrite résiduelles. L'acier superausténitique type 1.4563 qui contient 28% de Cr et 33% de Ni cristallise exclusivement en phase austénitique excluant toute ferrite résiduelle.



**Figure I-5 : Microstructure de différentes nuances d'aciers inoxydables ; a) R20-12 [Bucher, 2004], b) 304L [Haddar, 2003], c) SASS type 1.4563 [Momeni et al., 2010]**

Les aciers inoxydables austénitiques sont adaptés au soudage, ce qui permet de les utiliser fréquemment dans les constructions chaudronnées. Ces aciers gardent leurs structures métallurgique à toute température, d'où l'inutilité de préchauffage, de traitement thermique ou de précaution de refroidissement lors de l'opération de soudage.

#### *I.2.2.2. Soudure des aciers inoxydables austénitiques*

La microstructure, à température ambiante, du métal fondu dans les soudures des aciers inoxydables austénitiques dépend à la fois des paramètres de solidification et des transformations à l'état solide. Les aciers inoxydables austénitiques peuvent se solidifier sous forme de ferrite primaire ou austénite primaire, en fonction de la composition chimique du métal d'apport. Quatre types de solidification peuvent intervenir dans les soudures des aciers inoxydables austénitiques :

- **Type A:** le bain fondu se solidifie en austénite primaire. Aucune transformation en ferrite n'apparaît dans ce type de solidification. Un exemple de solidification de type A est présenté sur la Figure I-6 montrant une microstructure dendritique. Cette microstructure est spécifique de la solidification en austénite primaire en raison de la ségrégation des éléments d'addition et des impuretés connus par leur faible diffusivité à température élevée. Ce type de solidification est fréquemment remarqué dans les soudures des aciers superausténitiques.

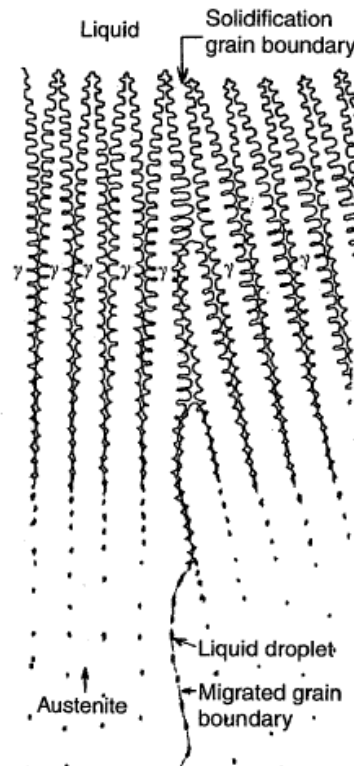
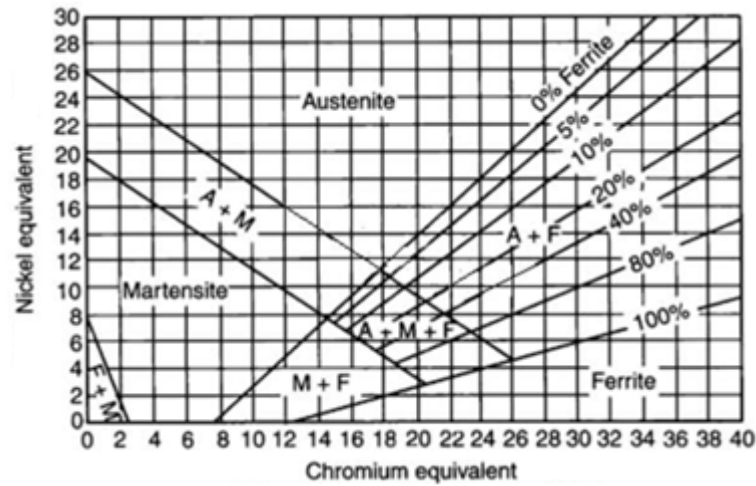


Figure I-6 : Solidification type A [Lippold, 2005]

- **Type AF:** un pourcentage de ferrite apparaît après la solidification en austénite primaire via la transformation eutectique.
- **Type FA:** le bain fondu se solidifie en ferrite primaire puis une transformation de quelques grains austénitiques apparaît à la fin de la solidification.
- **Type F:** le bain fondu se solidifie entièrement en ferrite. Aucune transformation en austénite n'apparaît dans ce type de solidification. Ce type de solidification est le moins courant dans les aciers inoxydables austénitiques.

Les soudures des aciers inoxydables austénitiques possèdent donc, après refroidissement du bain fondu, une structure austénitique, dans laquelle on peut trouver une certaine teneur en ferrite. Cette teneur en ferrite dépend essentiellement de la composition chimique du métal d'apport, et surtout en élément alphagènes et gammagènes.

Le diagramme de Schaeffler permet une prédiction de la teneur en ferrite dans les soudures des aciers inoxydables (Figure I-7).



**Figure I-7 : Diagramme de Schaeffler [Lee et al., 2009]**

On trouve en ordonnée, le nickel équivalent ( $Ni_{eq}$ ) qui représente une somme pondérée des éléments gammagènes, et en abscisse le chrome équivalent ( $Cr_{eq}$ ), qui représente une somme pondérée des éléments alphagènes.  $Cr_{eq}$  et  $Ni_{eq}$  peuvent se calculer à partir des équations Eq.I-3 et Eq.I-4 respectivement:

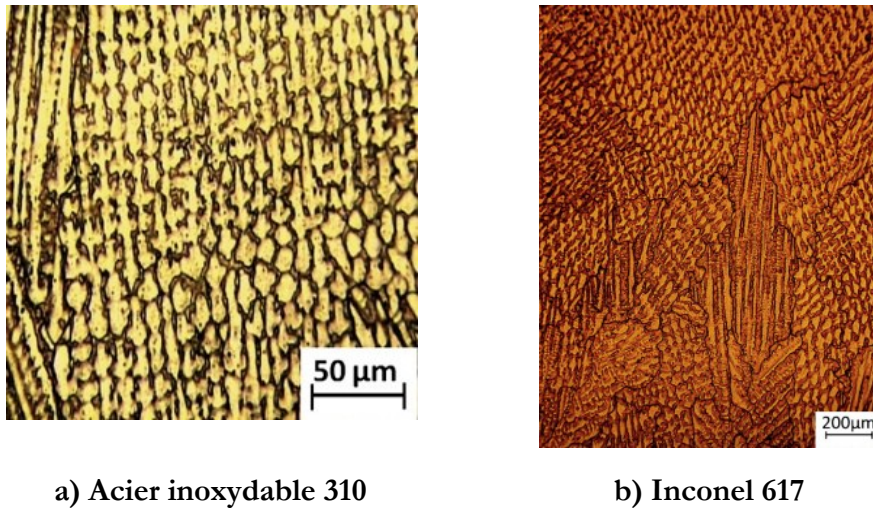
$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1,5 x \% Si + 0,5 \% Nb \quad \text{Eq.I-3}$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 0,5 x \% Mn + 30x \% C \quad \text{Eq.I-4}$$

Par cette méthode graphique, Fukomoto et al. [Fukotomo et al., 2008] ont déterminé la teneur en ferrite de la soudure de différents aciers inoxydables austénitiques (302, 304, 310S, 316 et 347). Une différence en termes de contenu de ferrite estimé par le diagramme de Schaeffler a été mise en évidence. Dans les aciers austénitiques de type 310S soudés, les teneurs équivalentes en chrome ( $Cr_{eq}$ ) et en nickel ( $Ni_{eq}$ ) sont égales à 25,9% et 20,8% respectivement et aucune ferrite n'a été détectée. Au contraire, dans le cas des aciers inoxydables austénitiques 347 et 304, la quantité de ferrite est estimée à 6% à 7%. Cette différence est clairement due à la différence de composition chimique en éléments alphagènes et gammagènes.

La microstructure des soudures des aciers inoxydables austénitiques est constituée essentiellement de dendrites orientées selon l'orientation de la passe de soudage. Ce type de microstructure a été observé dans le cas de l'acier inoxydable austénitique 304 soudé par laser [Molian, 1985].

Dans le même contexte, Hosseini et al. [Hosseini et al., 2011] ont étudié les propriétés microstructurales d'une soudure Inconel 617/acier inoxydable austénitique 310 (Figure I-8).



**Figure I-8 : Microstructure de la soudure [Hosseini et al., 2011]**

Les auteurs ont montré que la microstructure de la soudure de l'acier inoxydable austénitique 310 est mixte (cellulaire et dendritique) comme le montre la Figure I-8. La microstructure de la zone de fusion dans le cas de l'alliage Inconel 617 a été l'objet de l'investigation de ces mêmes auteurs. Avec une composition chimique similaire à celle des aciers inoxydables superausténitiques, l'Inconel 617 présente une microstructure 100% austénitique avec aucune trace de ferrite, les grains ont une forme de fines dendrites équiaxiales due au refroidissement rapide du bain de fusion.

### I.2.3. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (Duplex)

#### I.2.3.1. Généralités

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques, désignés aussi par le terme d'aciers duplex, sont des aciers récents puisqu'ils n'apparaissent qu'en 1930 et ne sont commercialisés en masse que depuis les années 1970 en ne cessant pas d'évoluer [Calonne, 2001]. La structure biphasée des aciers inoxydables austéno-ferritiques (**duplex**), formée d'austénite et de ferrite avec des proportions égales (50%), combine favorablement les propriétés chimiques et mécaniques des aciers austénitiques et ferritiques. Lors de la solidification, la phase ferritique apparaît d'abord et la phase austénitique germe ensuite dans la ferrite. La structure finale se compose donc de grains d'austénite dans une matrice ferritique comme le montre la Figure I-9 issue des travaux de Mateo et al. [Mateo et al. 2001].

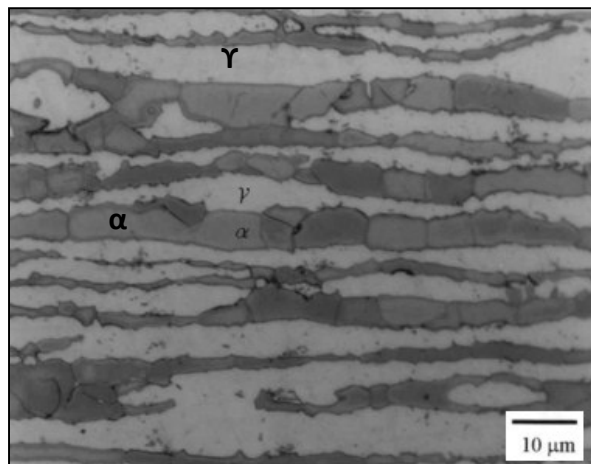


Figure I-9 : Microstructure d'un acier inoxydable duplex SAF 2507 ( $\alpha$  : ferrite /  $\gamma$  : austénite) [Mateo et al. 2001]

Parmi les principales propriétés mécaniques des aciers inoxydables duplex, on peut noter une limite d'élasticité élevée (entre 400 et 600 MPa) ainsi qu'une ductilité satisfaisante (15 à 25%). La résistance à la rupture peut atteindre 850 MPa, pour des aciers duplex contenant 80% de ferrite. On présente les propriétés mécaniques de quelques aciers inoxydables duplex dans le tableau I-3 :



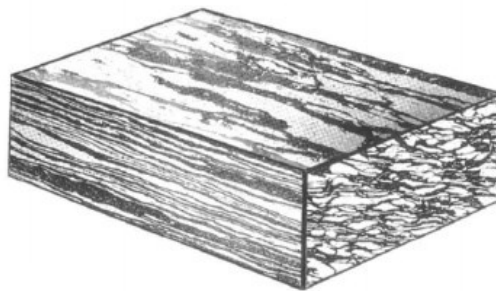
**Tableau I-3 : Propriétés mécaniques de quelques aciers inoxydables duplex**

UNS	Limite d'élasticité (MPa)	Résistance à la traction (MPa)	Elongation (%)
<b>S32201</b>	450	620	25
<b>S32304</b>	400	600	25
<b>S31803</b>	450	620	25
<b>S32205</b>	450	620	25
<b>S32900</b>	485	620	15
<b>S32950</b>	485	690	15

Les aciers duplex ont une grande résistance à la corrosion, en particulier en milieu agressif (acide, chloré ou marin). La structure à haute température de l'alliage dépend essentiellement des proportions relatives de chrome, qui stabilise la ferrite, et du nickel, qui favorise l'apparition d'austénite. Dans la pratique, les aciers inoxydables duplex existent sous plusieurs formes, entre autres :

- Les aciers inoxydables duplex moulés
- Les aciers inoxydables laminés

On s'intéresse, dans ce qui suit, à présenter les propriétés microstructurales des aciers inoxydables duplex laminés. Ces aciers ont, en général, des fractions volumiques en ferrite et en austénite presque égales. Leur microstructure est composée de deux phases qui se présentent sous forme de lattes allongées dans la direction de laminage (Figure I-10). En raison de cette morphologie microstructurale, le matériau peut posséder une forte anisotropie des propriétés mécaniques.

**Figure I-10 : Microstructure typique d'un acier inoxydable duplex laminé [GUNN, 2000]**

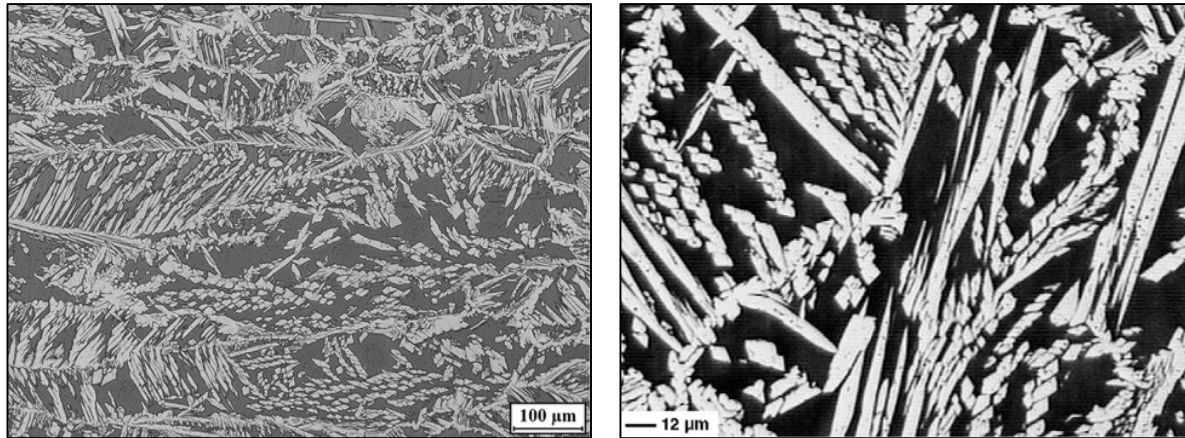
### *I.2.3.2. Soudure des aciers inoxydables austéno-ferritiques*

La structure de solidification des soudures des aciers inoxydables duplex dépend des influences relatives des éléments d'alliage qu'elles contiennent. Ces effets sont quantifiés par les formules empiriques exprimées en termes d'équivalents chrome et nickel ( $Cr_{eq}$ ,  $Ni_{eq}$ ) citées précédemment. Ainsi, la structure de solidification d'une soudure d'un acier inoxydable duplex en fonction de sa composition chimique est souvent prédite en positionnant les équivalents Cr et Ni dans le diagramme de Schaeffler (c.f. Figure I-7).

Plusieurs études ont confirmé que les soudures d'aciers inoxydables duplex se solidifient en mode totalement ferritique [Lippold, 2005]. La croissance de la ferrite s'effectue par épitaxie ; les cristaux du solide en formation adoptent l'orientation des cristaux du métal de base sur lequel ils se déposent. Comme elle est influencée par le sens du gradient thermique, cette solidification est suivie d'une transformation en austénite à l'état solide. Au début de la transformation, l'austénite se forme dans les joints de grains ferritiques par un mécanisme de germination et de croissance et prend souvent des aspects de type « Widmanstätten ». Cette transformation se poursuit avec le refroidissement et donne lieu à la formation d'austénite intra-granulaire [Badji, 2008].

La microstructure des soudures des aciers inoxydables austéno-ferritiques a été étudiée par plusieurs auteurs [Tavares et al., 2007] [Johan et al., 2014]. Dans ce cadre, les travaux de Johan et al. ont montré que dans le cas d'un acier inoxydable UNS S32101 soudé par un métal d'apport contenant 6% de Ni, la microstructure du cordon de soudure est constituée de grains d'austénite sous forme de lamelles avec une structure de type Widmanstätten (Figure I-11 (a)).

Sur la Figure I-11 b) est présentée la microstructure d'un joint soudé de l'acier inoxydable superduplex UNS S32750 soudé en utilisant le procédé SMAW [Tavares et al., 2007]. La microstructure est constituée d'austénite en lamelle dans une matrice ferritique.



(a) Lamelle d'austénite type  
Widmanstatten

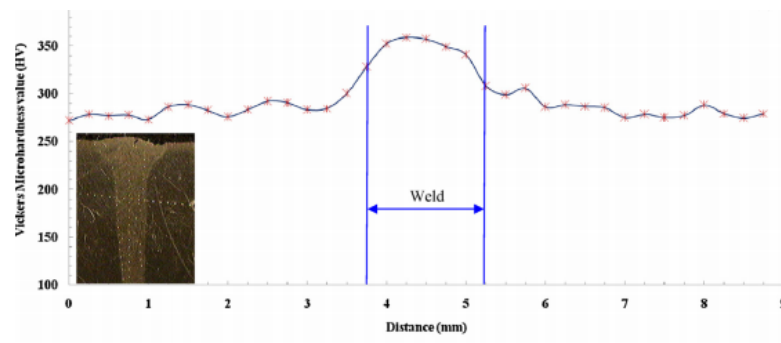
(b) Lamelle d'austénite dans une matrice  
ferritique

Figure I-11 : Microstructure du métal d'apport de l'acier inoxydable duplex; a) UNS S32101 [Johan et al., 2014]; b) UNS S32750 [Tavares et al., 2007]

#### I.2.4. Propriétés mécaniques des soudures

Il est intéressant de caractériser mécaniquement les joints soudés dans le but de prévoir leurs comportements dans une structure donnée. Les joints soudés des aciers inoxydables sont généralement plus durs et plus fragiles que les aciers eux même. Toutefois, ils présentent des propriétés mécaniques monotones plus élevées [Chen et al., 2014].

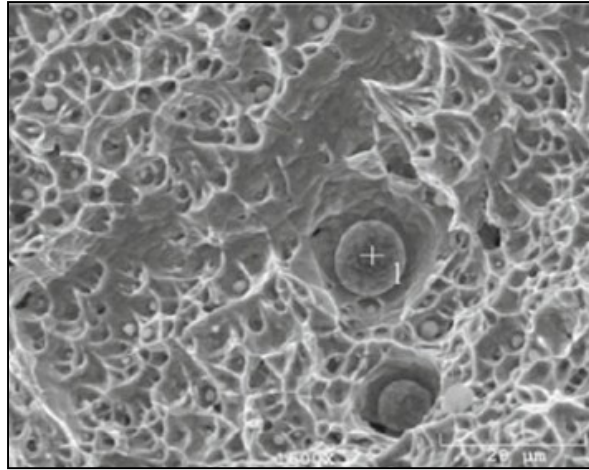
Plusieurs études ont montré que les soudures des aciers inoxydables ont généralement une dureté plus élevée que celle du métal de base, un résultat qui provient de l'historique thermique lors du procédé de soudage dans cette zone. Nachimani Charde et al. ont montré que la zone de fusion de l'acier inoxydable 304 soudé est plus dure que le métal de base [Nachimani Charde et al., 2014]. Brooks et al. ont constaté que la zone fondue de la soudure d'un acier inoxydable martensitique 15-5PH est plus dure que le reste du matériaux même après un traitement thermique de revenu [Brooks et al., 1999]. La différence de taille de grains entre le métal d'apport et le métal de base expliquerait cet écart de dureté. Les études de Ramkumar et al. [Ramkumar et al., 2014] ont porté sur la caractérisation mécanique et métallurgique de l'acier inoxydable superduplex UNS 32750. Le profil de dureté est présenté sur la Figure I-12. Il est clair que la dureté du joint soudé est plus élevée que celle du métal de base, avec une différence de 100 HV environ. Cela pourrait être dû à la taille très fine des grains austénitiques et ferritiques présents dans le métal d'apport.



**Figure I-12 : Profil de dureté du joint soudé de l'acier inoxydable superduplex UNS 32750 [Ramkumar et al., 2014]**

Chen et al. ont effectué des études sur les propriétés mécaniques de l'acier SA 387 Gr. 11 soudé utilisé pour la fabrication des réservoirs sous pression [Chen et al., 2014]. Il a été montré que la limite d'élasticité et la résistance à la traction du métal d'apport sont plus élevées que celles du métal de base, avec une ductilité moins prononcée. La résistance mécanique élevée du métal d'apport est assurée par la taille fine des grains. La structure présente aussi beaucoup plus de joints de grains ce qui est considéré comme obstacle aux mouvements des dislocations comme prévu par la loi de Hall-Petch.

Sathiya et al. ont effectué des essais de résilience sur des éprouvettes entaillées en acier inoxydable austéno-ferritique UNS S31803 soudé [Sathiya et al., 2009]. Il a été démontré que le joint soudé présente une faible résilience, ce qui peut être attribué principalement à la haute valeur de l'énergie émise par l'arc de soudage et à la valeur élevée de la teneur en ferrite. Ramazan Yilmaz et al. ont étudié aussi la résilience de la soudure d'un acier inoxydable 316L et un acier faiblement allié AH36 [Ramazan Yilmaz et al., 2013]. Ils ont constaté que la présence d'inclusions dans les cupules et les microcavités affecte négativement la résilience de la soudure (Figure I-13). Des faibles valeurs de résilience ont été également obtenues dans les joints soudés contenant un fort pourcentage d'inclusions [Liao et al., 1998] [Arivazhagan et al., 2009].



**Figure I-13 : Faciès de rupture d'une éprouvette Charpy, AISI 316L [Ramazan Yılmaz et al., 2013]**

**Bilan :**

- Les aciers inoxydables austénitiques présentent une microstructure constituée de grains et de macles austénitiques pouvant avoir une certaine quantité de ferrite résiduelle. Leurs soudures sont constituées essentiellement de grains austénitiques sous forme dendritiques ou cellulaire, et peuvent contenir de la ferrite  $\delta$ . Ce taux de ferrite dépend de la composition chimique du métal d'apport et du type de solidification du bain de fusion.

- Les aciers inoxydables duplex sont constitués de grain austénitiques et ferritiques généralement à proportions égales. Leurs soudures se solidifient en ferrite primaire et peuvent contenir des grains austénitiques dite Widmanstätten sous forme de lamelles.

Les soudures des aciers inoxydables duplex présentent des propriétés mécaniques plus élevées assurées par la fine taille des grains, avec une ductilité moins prononcée. La microstructure des soudures après refroidissement leur confère une dureté élevée par rapport au métal de base.

## I.3. Fatigue oligocyclique des structures soudées

### I.3.1. Définitions

Les pièces en service soumises à des chargements cycliques sont susceptibles d'avoir des défaillances qui se manifestent par l'apparition de multiples fissures qui s'amorcent et se propagent pour provoquer, après un certain nombre de cycles, la rupture brutale de la pièce. Les contraintes appliquées lors d'un chargement cyclique qui mène à la rupture du matériau peuvent être inférieures à la résistance maximale à la traction ou même à sa limite d'élasticité.

Selon la nature de la sollicitation cyclique et les conditions de chargement, il existe plusieurs types de classifications de la fatigue. On distingue ainsi :

- la fatigue mécanique provenant des sollicitations d'efforts mécaniques extérieurs.
- la fatigue thermique, induite par des variations de température.
- la fatigue thermomécanique, qui combine les efforts d'origines thermiques et mécaniques.
- la fatigue-corrosion, quand il s'agit d'un chargement cyclique dans un milieu agressif.

### I.3.2. Réponse cyclique

Les essais de fatigue sous déformation totale imposée  $\Delta\epsilon_t/2$  ou sous déformation plastique imposée,  $\Delta\epsilon_p/2$ , permettent d'identifier la réponse cyclique d'un matériau. On trouve aussi des essais sous contrainte imposée,  $\Delta\sigma/2$ . Le principe des essais sous déformation consiste à imposer un déplacement qui provoque une déformation plastique cyclique dans toute l'éprouvette. Pour mettre en évidence le comportement du matériau et observer clairement les variations au cours des premiers cycles, une représentation de l'évolution des contraintes maximales  $\sigma_{\max}$  et minimales  $\sigma_{\min}$ , ou l'amplitude de contrainte  $\Delta\sigma/2$ , en fonction du nombre de cycles sur une échelle semi-logarithmique est nécessaire.

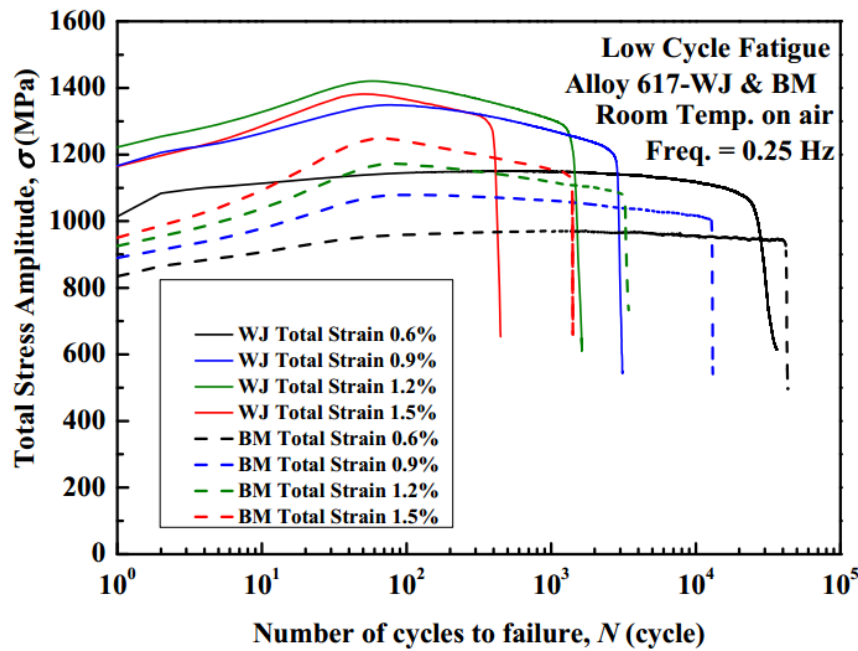


Figure I-14 : Réponse cyclique en contrainte d'un alliage Alloy617 (BM) et son joint soudé (WJ),  $T = 20^{\circ}\text{C}$  [Kim et al., 2014]

La Figure I-14 représente la réponse cyclique en contrainte d'un alliage Alloy617 et son joint soudé sous un chargement cyclique symétrique en déformation totale imposée [Kim et al., 2014]. Trois stades d'évolution des contraintes peuvent être distingués:

- Le durcissement cyclique (ou consolidation cyclique) : à ce stade, les niveaux de contraintes augmentent et les déformations plastiques diminuent (Figure I-15). Ce comportement peut être expliqué par la création et l'interaction des dislocations [Henaff et al., 2005].

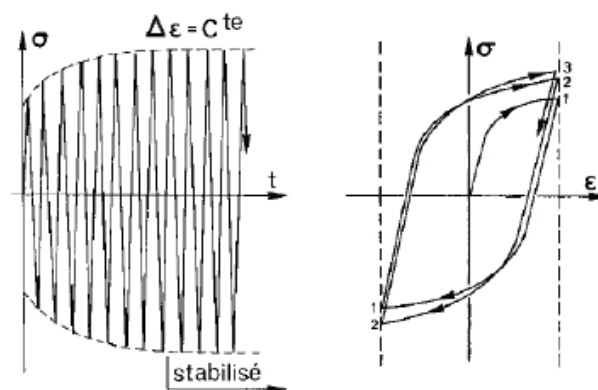


Figure I-15 : Stade de durcissement cyclique dans un matériau métallique testé en fatigue oligocyclique à déformation imposée [Lemaitre et al. 1990]

- L'adoucissement cyclique (ou la déconsolidation cyclique) : à ce stade, les niveaux de contraintes diminuent et les déformations plastiques augmentent (Figure I-16). Ceci peut être dû à la localisation des déformations dans les bandes de glissement, la baisse d'interaction entre dislocations, le réarrangement des dislocations en structure de type cellule, ou au changement de phase qui permet d'accommoder la déformation [Henaff et al., 2005].

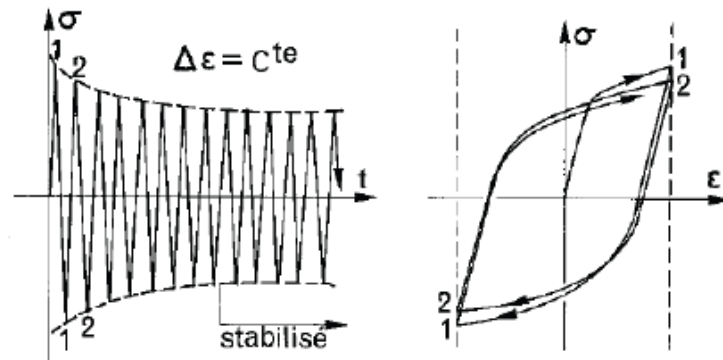
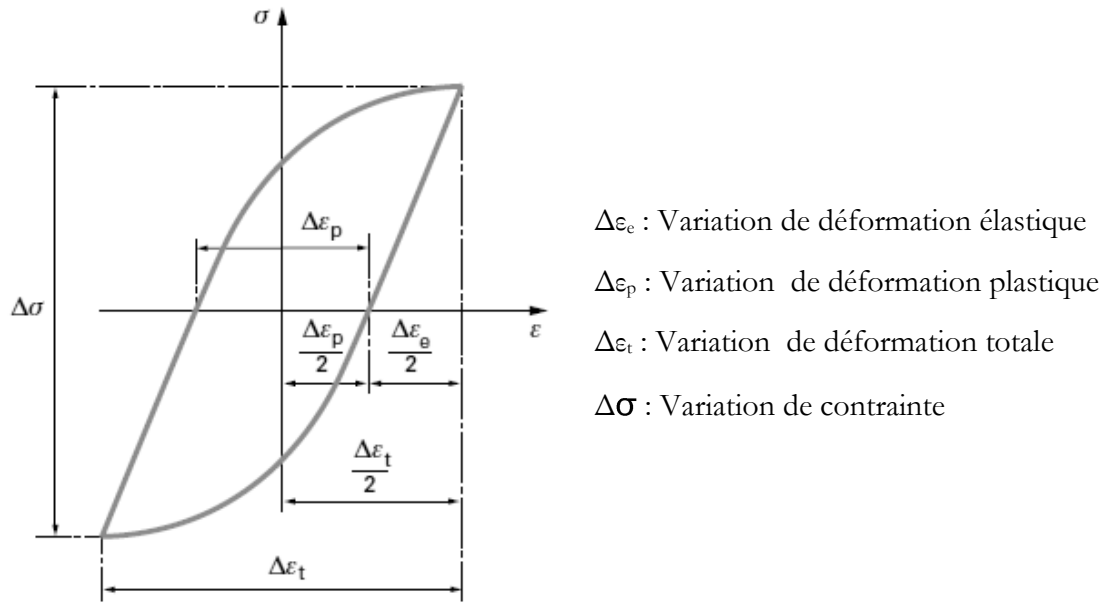


Figure I-16 : Stade d'adoucissement cyclique dans un matériau métallique testé en fatigue oligocyclique à déformation imposée [Lemaitre et al. 1990]

- La stabilisation : les contraintes et les déformations sont constantes. Ce régime peut être absent dans certains matériaux comme le montre la Figure I-14 par le joint soudé de l'Alloy 617.

A ce stade, la boucle d'hystérésis contrainte-déformation est dite stabilisée, on peut déterminer l'amplitude de contrainte stabilisée ainsi que la déformation plastique et élastique comme le montre la Figure I-17.





**Figure I-17 : Boucle d'hystérésis contrainte-déformation**

L'amplitude de déformation totale appliquée peut s'écrire selon l'équation Eq.I-5:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \quad \text{Eq.I-5}$$

$\sigma$  est la contrainte appliquée et  $E$  est le module d'Young du matériau.

### I.3.3. Prédiction de la durée de vie

#### I.3.3.1. Approches traditionnelles

Plusieurs critères ont été proposés afin de déterminer la durée de vie des structures sous sollicitations cycliques entraînant des déformations plastiques. En se basant sur la littérature [Manson, 1953] [Coffin, 1953] [Feltner and Morrow, 1961] [Smith et al., 1970] [Ostergreen, 1976] [Charkaluk et al., 2004], il a été démontré que ces relations sont présentées sous la forme d'une expression classique entre une fonction  $\Phi$  et le nombre de cycles à la rupture  $N_R$  (Eq.I-6).

$$\Phi\left(\frac{\Delta\epsilon}{2}, \frac{\Delta\epsilon_p}{2}, \frac{\Delta\sigma}{2}, \dots\right) \cdot N_R^\beta = C \quad \text{Eq.I-6}$$

$\frac{\Delta\epsilon}{2}, \frac{\Delta\epsilon_p}{2}, \frac{\Delta\sigma}{2}$  sont respectivement l'amplitude de déformation totale, l'amplitude de déformation plastique et l'amplitude de contrainte, toutes mesurées pour un cycle stabilisé,  $\beta$  et  $C$  sont des

paramètres dépendant du matériau. Pour illustrer le propos, quelques critères sont rassemblés dans Tableau I-4.

**Tableau I-4 : Critères classiques de durée de vie**

Critère	Fonction $\Phi$
Manson-Coffin	$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \Delta \varepsilon$
Smith-Watson-Topper (SWT)	$\sqrt{E \cdot \sigma_{max} \cdot \Delta \varepsilon}$
Ostergreen	$(\sigma_{max} \cdot \Delta \varepsilon) \nu^{\beta(1-k)}$

$\sigma_{max}$  désigne la contrainte maximale mesurée pour un essai de fatigue isotherme.  $E$  le module d'Young,  $\nu$  la fréquence de chargement,  $\beta$  et  $k$  sont des constantes qui dépendent du matériau.

Le critère de Manson-Coffin [Manson, 1953] [Coffin, 1954] relie la déformation plastique à la durée de vie à la rupture à travers l'équation Eq.I-7:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = A N_R^{-m} \quad \text{Eq.I-7}$$

La déformation élastique évolue aussi selon une loi puissance avec le nombre de cycles à la rupture (Eq.I-8):

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = B N_R^{-n} \quad \text{Eq.I-8}$$

La décomposition de la déformation totale en déformation plastique et élastique permet d'avoir des lois puissance sur une échelle log-log, qui relie ces deux dernières au nombre de cycles à la rupture selon les équations Eq.I-9 et Eq.I-10:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \quad \text{Eq.I-9}$$

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = A N_R^{-m} + B N_R^{-n} \quad \text{Eq.I-10}$$

Après l'identification de A et B, la loi de Manson-Coffin est exprimée selon l'équation Eq.I-11 :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_R)^c \quad \text{Eq.I-11}$$

Où :

- $2N_R$  est le nombre d'alternances à rupture,
- $c$  est l'exposant de ductilité en fatigue ( $c < 0$ ),
- $\epsilon'_f$  est la déformation vraie de rupture en fatigue.

Et la relation de Basquin s'écrit comme suit (Eq.I-12) **[Manson, 1953]** :

$$\frac{\Delta \epsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_R)^b \quad \text{Eq.I-12}$$

$b$  est l'exposant de résistance à la fatigue ( $c < b < 0$ ),

$\sigma'_f$  est la contrainte vraie de rupture en fatigue.

D'où, la relation entre l'amplitude de déformation totale imposée  $\frac{\Delta \epsilon_t}{2}$  et la durée de vie  $N_R$  du matériau (Eq.I-13):

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_R)^b + \epsilon'_f (2N_R)^c \quad \text{Eq.I-13}$$

### 1.3.3.2. Approches énergétiques

Le principe de calcul de cette approche est de considérer qu'à chaque cycle, la structure dissipe de l'énergie qui participe à son endommagement. Cette énergie peut être déterminée par le calcul de l'aire sous la boucle contrainte-déformation ce qui peut être considéré comme critère énergétique de rupture par fatigue.

Cette énergie ( $W$ ) augmente jusqu'à atteindre une valeur critique ( $W_f$ ) qui entraîne alors la ruine de la structure. Il suffit de prendre un cycle stabilisé, à partir duquel l'énergie dissipée par cycle reste constante et représentative de l'endommagement global des pièces.

Un certain nombre de chercheurs ont utilisé l'énergie de déformation plastique accumulée comme critère de rupture par fatigue **[Inglis, 1927]** **[Haigh, 1958]**. Par exemple, Halford a sommé l'énergie plastique dissipée de chaque cycle  $\Delta W$  jusqu'à la rupture de l'éprouvette **[Halford et al., 1962]**.

Pour déterminer  $\Delta W$ , Halford a déduit l'équation Eq.I-14 :

$$\Delta W = 4 \frac{(1-n')}{(1+n')} \frac{\Delta \sigma_a}{2} \frac{\Delta \epsilon_p}{2} \quad \text{Eq.I-14}$$

$n'$  est le coefficient d'écrouissage,  $\frac{\Delta\sigma_a}{2}$  est l'amplitude de la contrainte, et  $\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$  est l'amplitude de déformation plastique.

### I.3.4. Comportement en fatigue des soudures

Plusieurs études ont été effectuées sur la tenue en fatigue des joints soudés des aciers inoxydables dans le domaine oligocyclique, à température ambiante, à haute température ou sous sollicitation thermomécanique [Madi et al., 2004] [Cheng et al., 1996] [Lee et al., 2009] [Kim et al., 2014]. Les études portent généralement sur le comportement cyclique, la durée de vie et les mécanismes d'endommagement du métal de base, du métal d'apport et du joint soudé.

#### I.3.4.1. Durée de vie dans les structures soudées

La plupart des études en fatigue oligocyclique des joints soudés sont effectués dans l'objectif de comparer le comportement du métal de base et du métal d'apport dans les mêmes conditions de chargement. Dans ce contexte, Madi et al. [Madi et al., 2004] ont fait une étude comparative sur la tenue en fatigue entre l'acier inoxydable austénitique 316L et sa soudure sous différents niveaux de déformation imposée. Les courbes de consolidation cyclique sont montrées sur la Figure I-18.

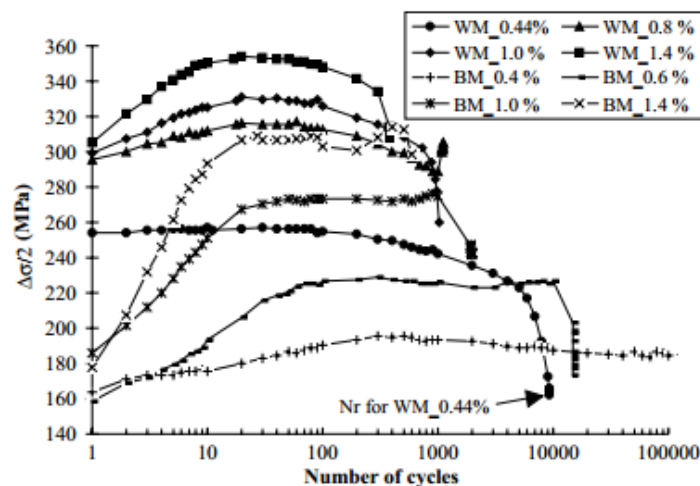


Figure I-18 : Comportement cyclique de l'acier inoxydable austénitique 316L (BM) et son métal d'apport (WM) sous différents niveaux de déformation totale imposée [Madi et al., 2004]

Les auteurs ont constaté que le 316L présente un durcissement cyclique significatif durant les premiers cycles de chargement. Le comportement trouve sa stabilité durant une grande partie de la durée de vie. A un même niveau de déformation, le métal d'apport présente aussi un durcissement cyclique mais plus rapide, suivi d'un adoucissement jusqu'à la rupture. La durée de vie du métal de base est plus élevée que celle du métal d'apport pour un même niveau de déformation imposé. Les essais ont montré qu'à faible niveau de déformation, la rupture apparaît à l'interface métal de base/métal d'apport, alors qu'à haut niveau de chargement, la rupture apparaît dans le métal d'apport.

La durée de vie des joints soudés d'un acier 16MnR destiné à la fabrication des réservoirs sous pression a été étudiée par Cheng et al. [Cheng et al., 1996]. Les courbes de durée de vie du métal de base, du métal d'apport et de la zone affectée thermiquement sont présentées sur la Figure I-19.

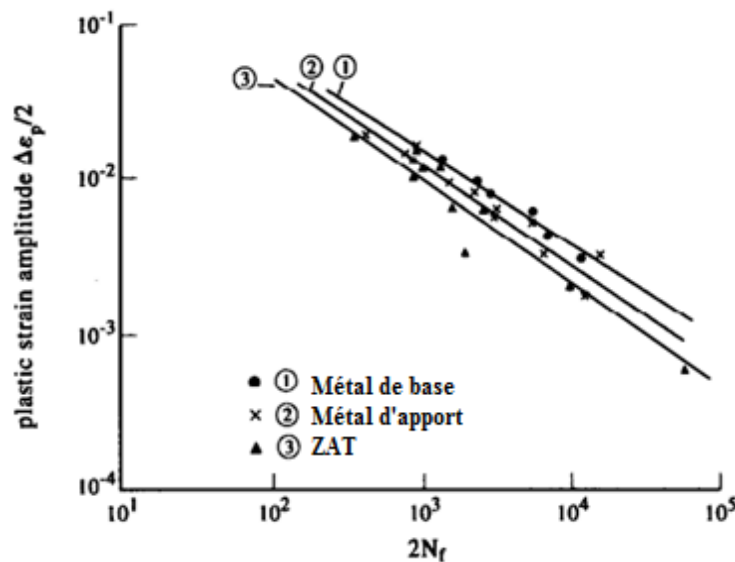


Figure I-19 : Courbes de durée de vie du MB, MA et de la ZAT de l'acier 16MnR [Cheng et al., 1996]

Il a été démontré que le métal de base présente une durée de vie plus élevée que le métal d'apport. La durée de vie réduite du métal d'apport peut être due à sa fragilité et aussi à la présence de contraintes résiduelles dans la structure créée après le refroidissement rapide du bain de fusion lors du procédé de soudage.

#### *I.3.4.2. Effet des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue*

Les contraintes résiduelles peuvent avoir une origine thermique résultant du procédé de soudage, ou mécanique suite à un choc ou un traitement de surface (type grenaillage). Sous chargement de fatigue, ces contraintes se superposent avec les chargements cycliques et modifient la contrainte moyenne, d'où une modification de la durée de vie du matériau.

L'évolution des contraintes résiduelles durant un essai de fatigue peut être à l'origine de plusieurs phénomènes à savoir le durcissement/adoucissement cyclique, la distribution des contraintes, leur relaxation ou les transformations de phases. Les contraintes résiduelles peuvent être quantifiées à l'aide de plusieurs méthodes. On trouve les méthodes destructives, comme le perçage, l'usinage ou la dissolution chimique, et les méthodes non destructives comme la méthode par diffraction des rayons X, par diffraction des neutrons ou par ultrasons.

Plusieurs travaux ont étudié l'effet des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue des structures soudées. Les chercheurs tenaient à comparer la durée de vie en fatigue des soudures ayant subi un recuit de relaxation à celle des soudures à l'état non traité sous des contraintes alternées [Ros., 1948] [Soete et al., 1950] [Kudryatsev., 1956]. Certains auteurs ont constaté que le recuit de relaxation augmente la durée de vie des structures soudées, d'autres n'ont pas trouvé d'effet. Gurney [Gurney, 1979] a démontré qu'un chargement en compression-compression, qui est théoriquement peu dommageable, peut causer la rupture par fatigue si on lui superpose des contraintes résiduelles de traction.

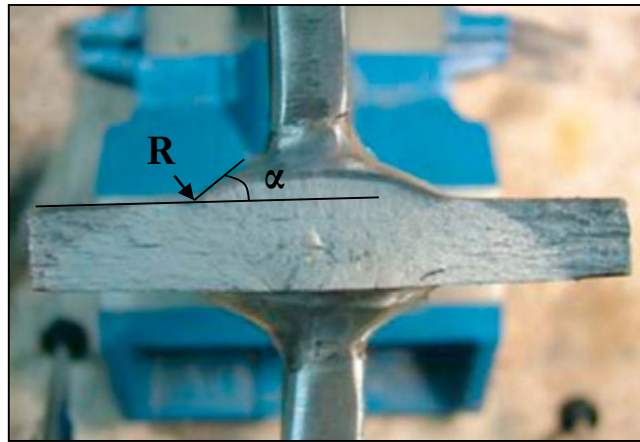
Magnier a étudié l'effet des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue d'un acier inoxydable austénitique 304L soudé [Magnier, 2007]. L'auteur a comparé le comportement en fatigue d'une structure soudée, et d'une structure soudée-arasée et a constaté que le parachèvement mécanique par arasage, qui permet de relaxer les contraintes résiduelles, s'avère bénéfique à la tenue en service.

#### *I.3.4.3. Effet de la géométrie des soudures*

L'amélioration de la résistance à la fatigue par des moyens de contrôle de la géométrie de soudure peut être obtenue en réduisant la concentration de contrainte au niveau des zones singulières.

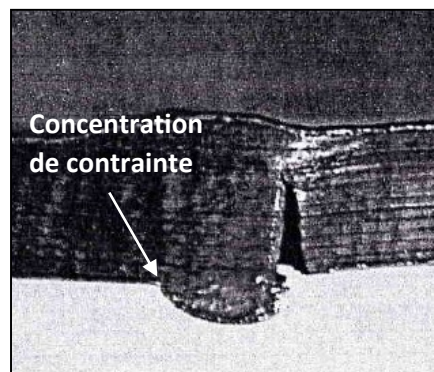
Lee et al. [Lee et al., 2009] ont étudié l'effet de la géométrie des soudures sur la tenue en fatigue d'un acier au carbone. Ils ont conclu que la durée de vie en fatigue augmente avec

l'augmentation de l'angle  $\alpha$  et du rayon de raccordement  $R$  entre le bout soudé et la partie horizontale de la pièce comme le montre la Figure I-20.



**Figure I-20 : Paramètres géométriques d'un joint soudé [Lee et al., 2009]**

Pigneaux et al. ont étudié la tenue en fatigue des joints soudés des aciers de construction. Les essais ont été élaborés avec un rapport de charge  $R = 0,1$  (en traction-traction) sur des éprouvettes parallélépipédiques contenant un joint soudé non arasé [Pigneaux, 2002]. Les résultats obtenus montrent que les fissures s'amorcent toujours au niveau des racines des cordons de soudure (Figure I-21) qui présentent une zone de concentration de contraintes.

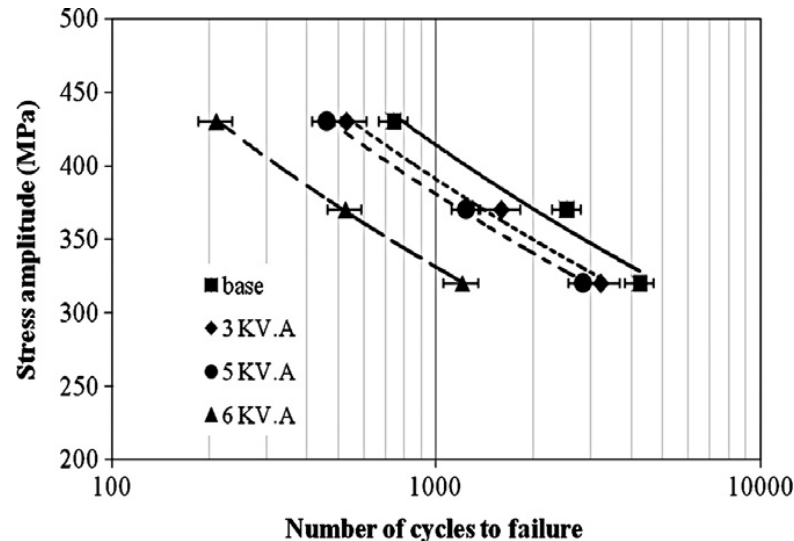


**Figure I-21 : Rupture dans un joint soudé [Pigneaux, 2002]**

#### *1.3.4.4. Effet des paramètres de soudage*

Les paramètres de soudage font partie des facteurs qui ont une influence directe sur la durée de vie en fatigue des joints soudés. Afin de les optimiser, Sharifitabar et al. [Sharifitabar et al., 2011] ont étudié leur effet sur la microstructure, les propriétés en traction et la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304 soudé par le procédé de soudage en bout par résistance pure. La

soudure étant située au milieu de l'éprouvette, les essais de fatigue ont été réalisés avec un chargement symétrique ( $R = -1$ ) et une fréquence de 2Hz, les contraintes appliquées sont 320, 370 et 430 MPa.



**Figure I-22 : Effet de la puissance de soudage sur la durée de vie de l'acier inoxydable austénitique 304 soudé [Sharifitabar et al., 2011]**

Il s'est avéré que l'augmentation de la puissance de soudage engendre la diminution de la résistance à la traction. La durée de vie du joint soudé diminue aussi avec l'augmentation de la puissance de soudage (Figure I-22). En effet, celle-ci provoque un grossissement des grains dans la zone affectée thermiquement, ce qui engendre une zone de concentration de contrainte dû à l'hétérogénéité microstructurale.

### **I.3.5. Mécanismes de déformation et d'endommagement par fatigue dans les aciers inoxydables soudés**

#### *I.3.5.1. Mécanismes de déformation*

Les mécanismes de déformation plastique des aciers inoxydables sont liés essentiellement aux mouvements des dislocations. On présente dans ce qui suit les caractéristiques microstructurales des aciers inoxydables austénitiques et austéno-ferritiques en fonction de la déformation plastique.

- **Aciers inoxydables austénitiques :**



La microstructure de dislocations dans les aciers inoxydables austénitiques présente un passage d'une structure planaire à une structure tridimensionnelle quand l'amplitude de déformation augmente [Kruml et al., 1997]. Cette évolution dépend principalement de la déformation plastique :

- A très faible amplitude de déformation plastique, on observe des empilements de dislocations et des dipôles (Figure I-23 (a)) et un seul système de glissement est activé [Mateo et al., 1996].
- Lorsque l'amplitude de déformation plastique augmente mais reste faible, les dislocations s'organisent en amas orientés suivant la direction de glissement (Figure I-23 (b)) [Kruml et al., 1997]. On peut trouver aussi les enchevêtrements de dislocations qui reflètent une organisation peu évoluée des structures.
- Si l'amplitude de déformation plastique augmente encore, des enchevêtrements et des veines riches en dislocations se développent, séparés par des structures en canaux. Un deuxième système de glissement peut être activé, mais la structure reste majoritairement plane. (Figure I-24 (a)) [Jin et al., 1990]. La densité de dislocations est plus uniforme d'un grain à l'autre.
- A haute amplitude de déformation plastique apparaissent des structures en labyrinthe et des cellules (Figure I-24 (b)) [Jin et al., 1990], [Kruml et al., 1997].

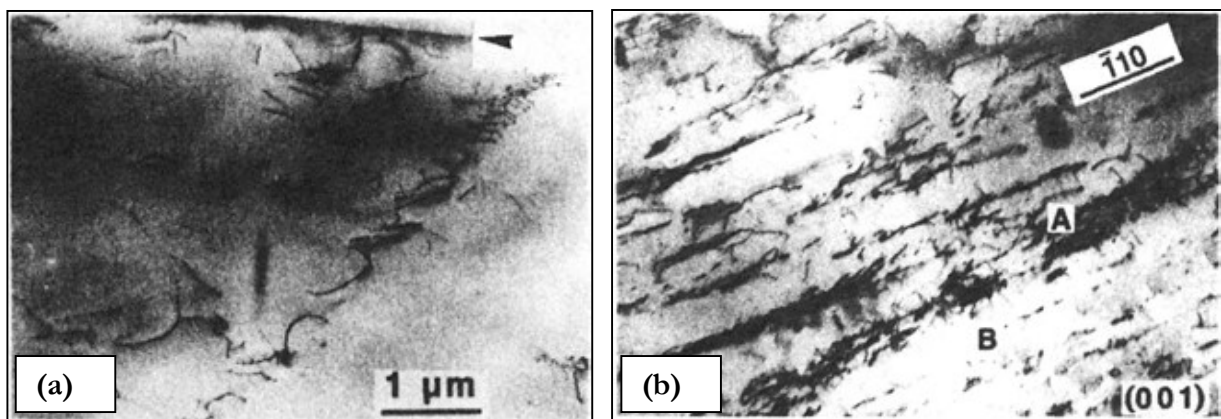


Figure I-23 : Microstructure des dislocations dans un acier inoxydable austénitique 316L à faible  $\epsilon_p$  ; a) structure en empilements et dipôles ; b) Structure planaire [Kruml et al., 1997]

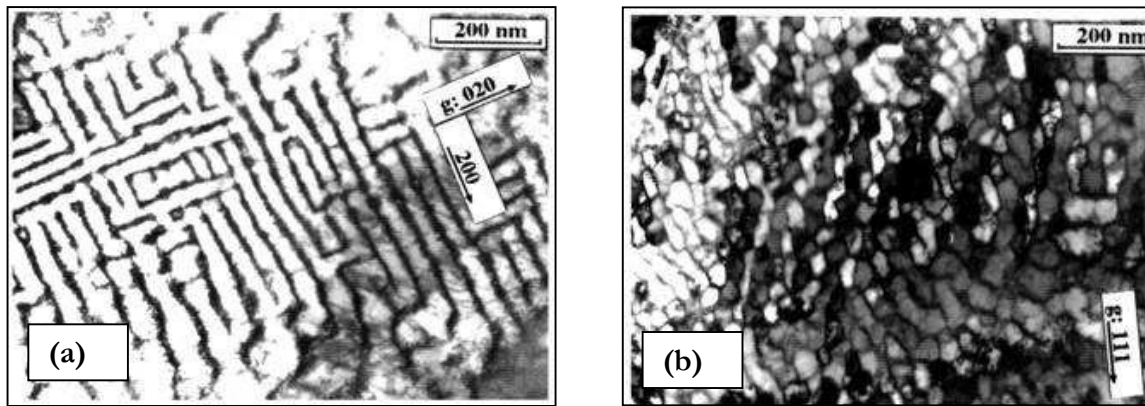


Figure I-24 : Microstructure des dislocations dans un acier inoxydable austénitique AISI-310 à fort  $\epsilon_p$  ; a) Labyrinthe; b) Structure cellulaire [Jin et al., 1990]

Différentes études ont été effectuées sur la réponse cyclique des aciers inoxydables austénitiques et sa relation avec la structure des dislocations [Pham et al., 2011]. Les auteurs ont montré que le pic de consolidation correspond à une homogénéité de distribution des dislocations avec une augmentation de leur densité. La phase d'adoucissement est caractérisée par le réarrangement des dislocations et la formation de structure en veine qui se transforme en structure en labyrinthe à la fin de cette phase. A la fin de la phase de stabilisation, une structure cellulaire présente la formation de bandes de glissement persistantes qui sont responsables de la formation de microfissures dans l'acier inox (c.f. Figure I-25).

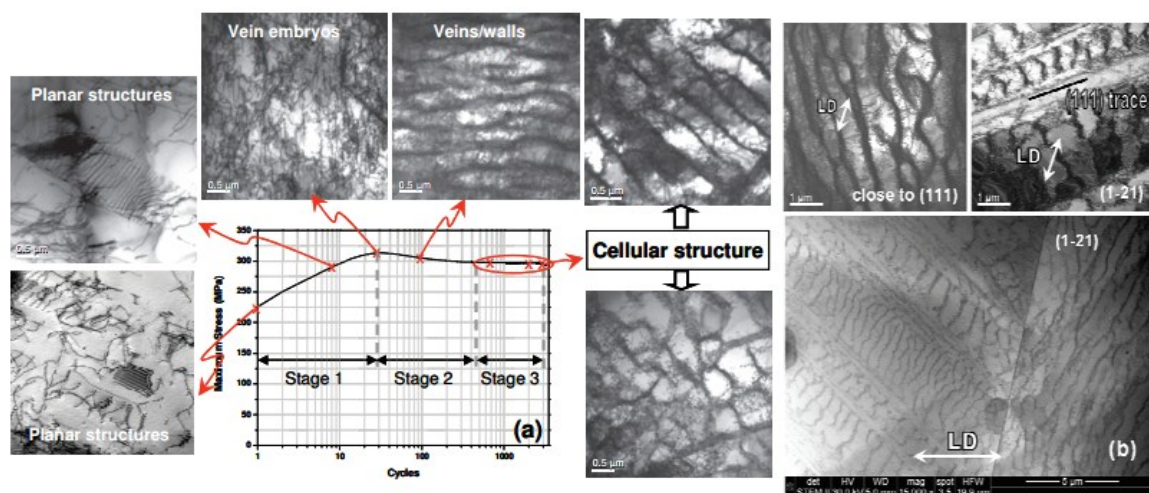


Figure I-25 : a) Relation entre évolution microstructurale des dislocations et réponse cyclique d'un acier inoxydable AISI 316L, b) Bandes de glissement persistante à la phase de saturation [Pham et al., 2011]

Lehiricy [Lehericy, 2007] a effectué des observations au Microscope Electronique à Transmission MET avant le chargement cyclique sur un acier inoxydable 304L. Ces observations révèlent que la densité de dislocations à cœur est faible et que ces dernières ne présentent pas d'arrangement particulier. Au cours du chargement cyclique, la densité de dislocations augmente tout comme le degré d'organisation des structures. L'auteur a observé que le glissement est encore planaire après 10 cycles de chargement à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$ . Les observations effectuées à rupture montrent la présence de structures de type murs-canaux caractéristiques de glissements déviés. La densité de dislocations est plus importante à proximité des joints de grains et aussi au niveau des joints de macle. Ceci est dû au blocage du mouvement des dislocations par les joints de grains (ou de macles) qui sont considérés comme barrières microstructurales et à l'incompatibilité de déformation entre grains voisins.

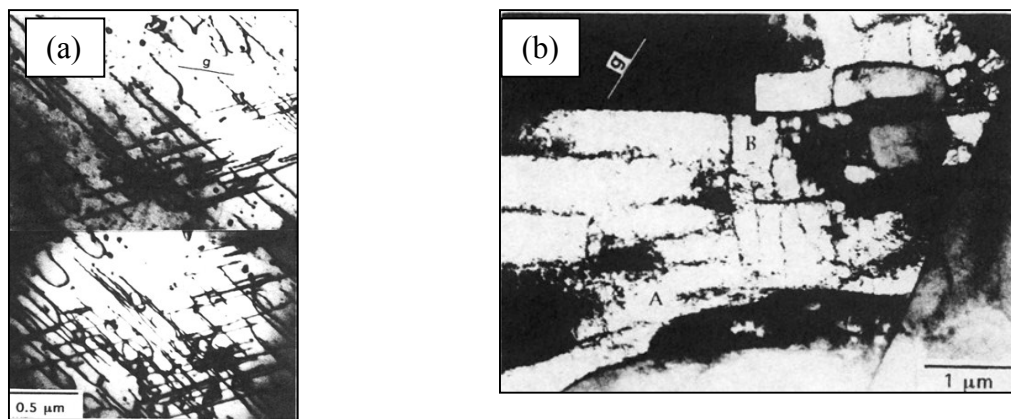
Rao et al. ont étudié la microstructure des dislocations dans les soudures des aciers inoxydables austénitiques 304 durant un chargement cyclique [Rao et al., 1993]. Les auteurs ont montré que le métal d'apport contient une très haute densité de dislocations de l'ordre de  $8.10^9 \text{ cm}^{-2}$ . Cette forte densité de dislocations est due principalement aux contraintes thermiques induites par le procédé de soudage. Les auteurs ont montré que les dislocations enchevêtrées et la présence de précipités et d'inclusions dans le métal d'apport sont à l'origine du durcissement précoce au cours du chargement cyclique et à l'absence de la phase de stabilisation.

La présence de précipités ou d'inclusions dans les soudures gêne également le mouvement des dislocations, car elles doivent les cisailer ou les contourner. En effet, les précipités de faible taille sont généralement cohérents avec la matrice, donc ils sont cisailables. Les précipités de taille importante peuvent présenter une incohérence avec la matrice, et de ce fait sont non cisailables. Ils favorisent ainsi la multiplication des dislocations [Friedel, 1964]. Le mouvement des dislocations ainsi bloqué par la présence de ces précipités provoque le durcissement du matériau et diminue sa ductilité et sa résilience.

- **Aciers inoxydables duplex :**

Les grains ferritiques des aciers inoxydables austéno-ferritiques ont, pour la même amplitude de déformation imposée, une densité de dislocations plus faible que les grains austénitiques [Kruml et al., 1997]. Les transformations de la microstructure des dislocations dans chacune des phases dépend de l'amplitude de déformation plastique :

- A faible amplitude de déformation plastique, les grains ferritiques montrent peu de dislocations, présentant ainsi un caractère vis très marqué (Figure I-26 (a)) [Mateo et al., 1996]. Seule l'austénite se déforme et le comportement global se rapproche donc du comportement austénitique.
- Lorsque l'amplitude de déformation plastique augmente, l'austénite et la ferrite se déforment. On parle de comportement mixte. Les dislocations s'enchevêtrent et forment des veines et des cellules (Figure I-26 (b)). On peut trouver aussi une structure en labyrinthe si un deuxième système de glissement s'active [Kruml et al., 1997].
- A fortes amplitudes de déformation plastique, la ferrite se déforme plastiquement donnant au comportement un caractère ferritique [Salazar, 2008].



**Figure I-26 : Structure des dislocations dans les grains ferritiques d'un acier inoxydable duplex, a) Dislocations vis ; b) Structure en cellules [Kruml et al., 1997]**

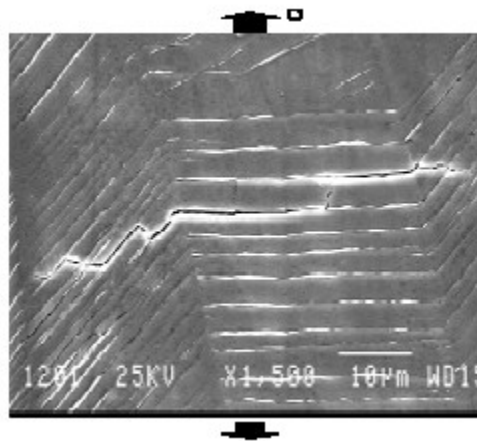
Les études des structures des dislocations en fonction de la déformation plastique dans les soudures des aciers inoxydables duplex sont très limitées. En effet, Badji [Badji, 2008], Pherson [McPherson et al., 2000] et Salazar [Salazar, 2008] ont constaté que des dislocations sont localisées dans le métal d'apport après le procédé de soudage. Ceci est dû aux déformations induites dans la zone fondue lors de l'opération de soudage. Le taux élevé de dislocations permet d'avoir un taux d'adoucissement marqué suite au réarrangement des dislocations dans les deux phases.

### *1.3.5.2. Mécanismes d'endommagement*

- **Acier inoxydables austénitiques :**

Durant un chargement cyclique plastique, les dislocations se multiplient et peuvent s'arranger en une structure caractéristique des Bandes de Glissement Persistantes (BGP). La déformation se

localise dans les BGP qui constituent le siège d'une localisation de la déformation plastique et créent ainsi des sites favorisés d'amorçage des fissures de fatigue [Mughrabi et al., 1983] [Mineur et al., 2000]. Les BGP entraînent un relief de surface particulier appelé extrusion-intrusion qui est expérimentalement observable et quantifiable. Ces bandes d'extrusion-intrusion créent des concentrations de contraintes locales qui peuvent provoquer l'amorçage de fissures transgranulaires (Figure I-27).



**Figure I-27 : Amorçage de fissures sur des BGP (fissures transgranulaires) dans un acier 316L testé en fatigue sous air [Mineur et al., 2000].**

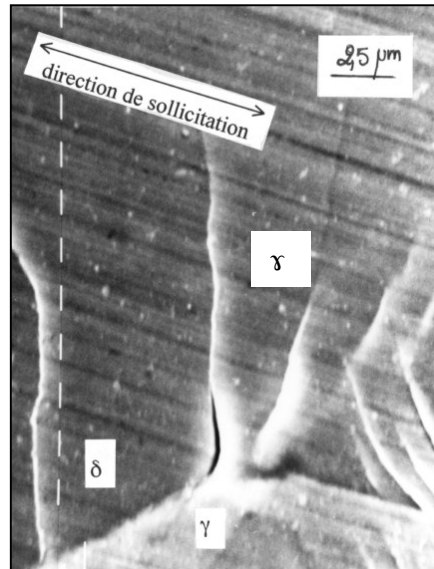
Toutefois, il existe d'autres sites d'amorçage tels que les joints de grains [Figuerola et al., 1983], les joints de macles [Mineur et al., 2000] [Blochwitz et al., 2003] ou les défauts comme les inclusions, les porosités, les inhomogénéités ou les précipités qui existent souvent dans les joints soudés [Dekazinczy et al., 1970] et qui correspondent à des sites d'incompatibilité de déformation plastique.

Les sites d'amorçage peuvent être différents d'une nuance à une autre, et cela dépend de la microstructure de l'acier inoxydable ainsi que sa densité en dislocations.

- **Acier inoxydables duplex :**

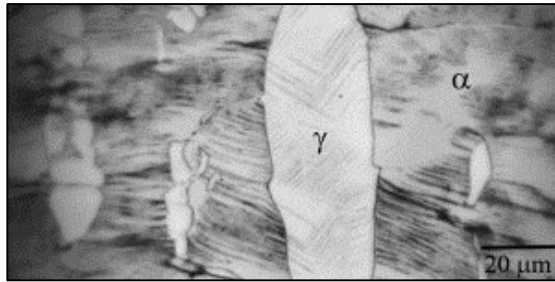
Magnin et Lardon [Magnin et Lardon, 1988] ont étudié l'amorçage sous sollicitations de traction/compression à amplitude de déformation plastique variant de  $\pm 10^{-4}$  à  $\pm 10^{-2}$  sur un acier duplex. Les auteurs ont montré que le comportement cyclique de l'acier est lié aux mécanismes de déformation plastique de chaque phase. En effet, aux faibles amplitudes de déformation plastique (inférieures à  $\pm 10^{-3}$ ), la déformation est principalement accommodée par la phase austénitique dans laquelle des fissures trans-granulaires apparaissent. Aux fortes amplitudes de déformation plastique

(supérieures à  $\pm 10^{-3}$ ), la déformation du matériau est accommodée à la fois par la ferrite et l'austénite. Le maillage et le glissement sinueux, qui sont les deux modes de déformation de la ferrite, provoquent des amorces de fissures dans cette phase. Calonne a démontré que l'amorçage de la fissure dans les aciers inoxydables duplex s'effectue dans les grains ferritiques ou à l'interface  $\alpha/\gamma$  à fort niveau de déformation imposé (Figure I-28) [Calonne, 2001].



**Figure I-28 : Amorçage de fissure dans la ferrite et à l'interface austénite-ferrite,  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1,2\%$  [Calonne, 2001]**

El Bartali a montré que l'amorçage des microfissures se produit dans la phase ferritique et dans les joints de grains ferrite/ferrite [El Bartali, 2007]. La propagation de la fissure du grain ferritique vers le grain austénitique se fait en suivant les marques de glissement dans le grain austénitique voisin. Strubbia et al. ont montré qu'à la fin du chargement cyclique, l'intensité des bandes de glissement est inférieure dans l'austénite (Figure I-29) [Strubbia et al., 2014]. Le dommage se développe essentiellement dans la phase ferritique. Les auteurs ont trouvé que la phase la plus molle supporte presque toute la déformation plastique. D'après les travaux de Strubbia et al., les bandes de glissement observées dans la ferrite sont dues au phénomène d'extrusion/intrusion en surface, là où des microfissures s'amorcent.



**Figure I-29 : Observation des bandes de glissement sur un acier inoxydable duplex, N =11000 cycles [Strubbia et al., 2014]**

Dans ce même contexte, Strubbia et al. ont montré que les BGP sont considérées comme des sites de localisation de la déformation plastique qui donne lieu à l'amorçage de microfissures [Stolarz et al., 2001]. Les auteurs ont trouvé que les joints de grains jouent le rôle d'un ralentisseur de la vitesse de propagation des microfissures. La haute activité plastique dans la ferrite résultant de la transformation des dislocations favorise la propagation de la fissure.

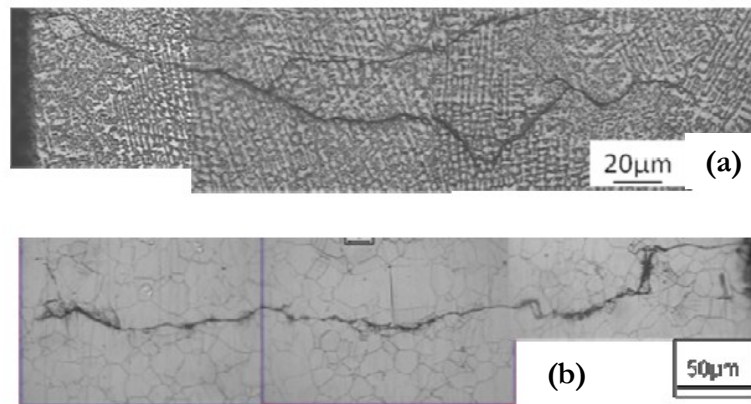
#### *I.3.5.3. Mécanismes de propagation de fissures dans les structures soudées*

Après la phase d'amorçage, les microfissures ainsi créées se propagent le long de la bande de glissement suivant un mode de cisaillement qui correspond au stade I. Le stade II correspond au mode de propagation de fissures par contrainte normale à travers plusieurs grains. Cette phase est fortement dépendante de la microstructure du matériau. La fissure doit trouver à cette étape un chemin favorable à sa croissance dans les grains voisins.

Chandra et al. ont étudié le mode de rupture et les mécanismes de propagation de fissures d'un acier inoxydable 316LN soudé après un essai de fatigue sous déformation imposée de  $\pm 0,6\%$  [Chandra et al., 2013]. Il a été prouvé que, dans le métal d'apport, des microfissures se forment dans les branches dendritiques et à l'interface austénite-ferrite  $\delta$ . Ces microfissures s'interconnectent pour former la fissure principale qui cause la rupture finale de l'éprouvette (Figure I-30).

La microstructure fine du métal d'apport, constituée de grains d'austénite et de ferrite  $\delta$ , provoque un chemin tortueux qui offre une bonne résistance à la propagation des fissures. Il a été confirmé aussi que la rupture finale de l'éprouvette apparaît au niveau du métal d'apport. Ceci peut être dû à sa faible ductilité par rapport au métal de base. Il a été observé que, même si la rupture apparaît au niveau du métal d'apport, plusieurs microfissures apparaissent dans le métal de base.

Les microfissures traversant le métal de base présentent alors moins de déviation à cause de la microstructure grossière.



**Figure I-30 : Chemin préférentiel de la fissure principale d'un acier 316LN, a) dans le métal d'apport; b) dans le métal de base [Chandra et al., 2013]**

#### **Bilan :**

- Le comportement cyclique des joints soudés des aciers inoxydables est différent de celui des métaux de base avec des taux de durcissement et d'adoucissement différents.
- Les contraintes résiduelles de traction peuvent accélérer la propagation de fissure dans les soudures donnant lieu à une durée de vie plus faible que le métal de base.
- Le mécanisme d'amorçage de fissure est gouverné par les bandes de glissements persistantes ou les joints de grains dans les aciers inoxydables austénitiques, alors que dans leurs soudures, les fissures s'amorcent dans les dendrites ou dans les interfaces austénite-ferrite delta.
- Dans les aciers inoxydables duplex, l'amorçage de fissures apparaît aux interfaces austénite-ferrite. Les joints de grains sont considérés à la fois comme site d'amorçage et barrières à la propagation des fissures.
- Dans les soudures des aciers inoxydables, l'aspect de la fissure est tortueux et présente plusieurs déviations. Ceci est dû à la finesse de grains et par conséquence au rôle barrière métallurgique que joue les joints de grains à la propagation de fissures.



## I.4. Fissuration dans les joints soudés

### I.4.1. Généralités

Lors d'une sollicitation cyclique sous chargement élastique, des fissures peuvent s'amorcer et se propager jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette. La fissure créée peut avoir différentes origines, comme des défauts d'usinage ou de fonderie, ou même des inclusions.

Pour mettre en évidence la propagation des fissures, il convient de représenter son avancée, par rapport à sa longueur initiale en fonction du nombre de cycles auxquels est soumise l'éprouvette. On peut déterminer, à partir des valeurs de la longueur de fissure  $a$  enregistrée, la vitesse de fissuration  $da/dN$  en fonction d'un paramètre qui caractérise le chargement.

Paris et al. [Paris et al., 1961] ont montré qu'il existe une relation entre la vitesse de propagation de fissure et le facteur d'intensité de contrainte  $K_I$  qui est défini par l'équation Eq.I-15:

$$K_I = Y \times \sigma \sqrt{\pi a} \quad \text{Eq.I-15}$$

Où  $Y$  est un facteur de forme dépendant de la géométrie de l'éprouvette et de la longueur de fissure  $a$ .

Le chargement appliqué étant cyclique, il existe une variation du facteur de concentration de contrainte. On définit alors la variation de  $K$  selon l'équation Eq.I-16:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad \text{Eq.I-16}$$

avec  $K_{\max}$  et  $K_{\min}$  les valeurs extrêmes de  $K$  pendant le cycle appliqué.

La Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture (MLER) a permis d'étudier les stades de propagation de fissures de fatigue (lente ou brutale) grâce à l'utilisation du facteur d'intensité de contrainte  $K$ . La Figure I-31 illustre la variation de la vitesse de fissuration  $da/dN$  en fonction de  $\Delta K$  en échelle bi-logarithmique :

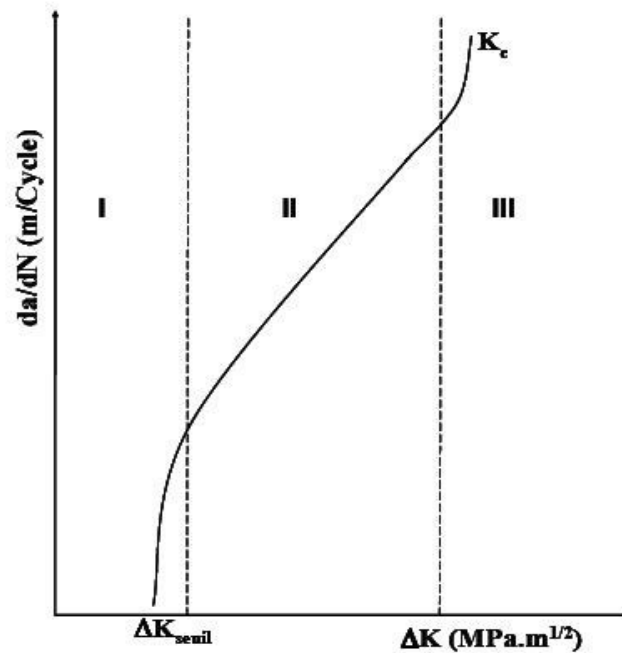


Figure I-31 : Courbe  $da/dN = f(\Delta K)$

La courbe de fissuration est caractérisée par trois domaines :

- Domaine I : il correspond à des faibles vitesses de fissuration et il définit le seuil de propagation. En effet, la vitesse tend vers zéro pour une valeur  $\Delta K_{\text{seuil}}$  appelée seuil de propagation. Dans ce domaine, la vitesse de propagation de fissure dépend de la microstructure et de l'environnement ainsi que la contrainte moyenne.
  
- Domaine II (ou domaine de Paris): il se caractérise par la variation suivant une loi puissance de la vitesse de propagation avec  $\Delta K$ . C'est le domaine de validité de la loi de Paris. Dans ce stade, la vitesse de propagation est fortement dépendante de la microstructure, de la contrainte moyenne, de l'épaisseur de l'éprouvette d'essai et de l'environnement.
  
- Domaine III : ce domaine correspond à une accélération rapide de la vitesse de fissuration. Le facteur d'intensité de contraintes est proche de la valeur critique  $K_c$  qui correspond à la rupture finale de la pièce. La vitesse de propagation dans ce domaine dépend peu de l'environnement mais reste dépendante de la microstructure et de la contrainte moyenne.

Les modèles qui décrivent la propagation de fissure doivent tenir compte de tous les paramètres qui sont en relation avec la propagation dans un matériau donné. De nombreux auteurs ont établi des relations empiriques qui décrivent l'effet de différents paramètres sur la vitesse de propagation des fissures.

Paris et Erdogan [**Paris et al., 1963**] ont proposé une loi qui est largement utilisée. Ces auteurs ont modifié quelques notions du facteur intensité de contrainte  $K$  développé par Irwin (Eq.I-17) [**Irwin, 1977**] :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \text{Eq.I-17}$$

$C$  et  $m$  sont des paramètres expérimentaux dépendant du matériau et des conditions d'essai (rapport de charge, environnement ...).

Plusieurs auteurs ont proposés des modifications afin de tenir en compte de différents paramètres, comme le rapport de chargement  $R$ . Pour mettre en évidence l'effet du rapport du chargement sur la vitesse de propagation de fissure, Forman [**Forman, 1967**] propose une relation qui tient compte de la rupture pour  $K = K_c$  où  $K_c$  représente la ténacité du matériau et de  $R$  (Eq.I-18):

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K^m}{(1 - R)K_c - \Delta K} \quad \text{Eq.I-18}$$

Speer [**Speer, 1977**] a constaté que la relation de Forman ne décrit pas le comportement de la fissure à basses vitesses lorsque  $\Delta K$  tend vers  $\Delta K_s$ , il propose alors l'équation Eq.I-19 :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K - \Delta K_s)^m}{(1 + R)\Delta K_c - K} \quad \text{Eq.I-19}$$

Nicholson [**Nicholson , 1973**] vise la description de toute la courbe de fissuration et propose la relation empirique (Eq.I-20):

$$\frac{da}{dN} = A \left( \frac{\Delta K - \Delta K_s}{\Delta K_c - K_{max}} \right)^m \quad \text{Eq.I-20}$$

Toutes les relations précédentes entre autre celle de Paris-Erdogan peuvent traduire la cinétique de fissuration au sein d'un matériau donné dans le cas de la plasticité confiné. Cependant,

lorsque les chargements appliqués sont assez importants pour déformer plastiquement le matériau, ces lois ne peuvent plus prédire la propagation des fissures

#### I.4.2. Phénomène de fermeture de la fissure

Le phénomène de fermeture de la fissure peut se produire au cours du chargement cyclique par le contact prématuré entre ses surfaces [Elber, 1970]. Lors de la fermeture, la fissure n'a aucun effet sur son avancée. Au cours d'un cycle, la fissure s'ouvre à partir d'une charge d'ouverture  $P_{op}$  et se ferme à partir d'une charge de fermeture  $P_{cl}$ . D'après les travaux de Elber, une expression de  $\Delta K_{eff}$  (effective driving force) a été proposée (Eq.I-21) afin de déterminer l'amplitude de la charge pour laquelle la fissure reste ouverte (Figure I-32).

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$$

Eq.I-21

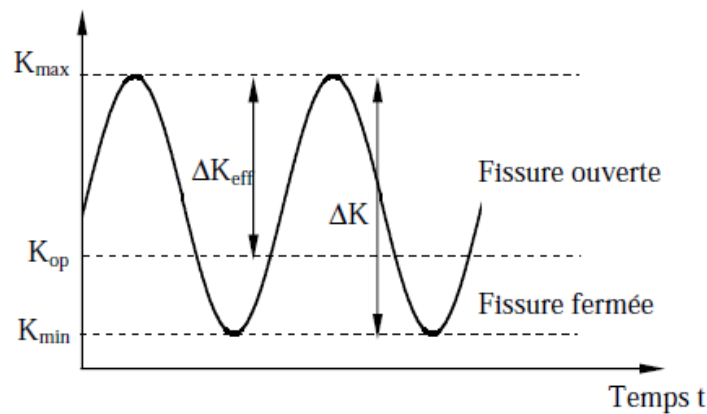


Figure I-32 : Phénomène de fermeture de fissure

Le taux d'ouverture peut être ainsi exprimé selon l'équation Eq.I-22 :

$$U = \frac{(K_{max} - K_{op})}{\Delta K} = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K}$$

Eq.I-22

D'après les études de Elber et Suresh, [Elber, 1970] [Suresh et al., 1981], la fermeture peut être induite par la plasticité créée au niveau des lèvres de la fissure suite à son avancée, formant ainsi un sillage plastique (Figure I-33), par l'oxydation qui se produit dans des milieux agressifs et qui provoque la formation de dépôt de corrosion ou par la rugosité des lèvres de la fissure.

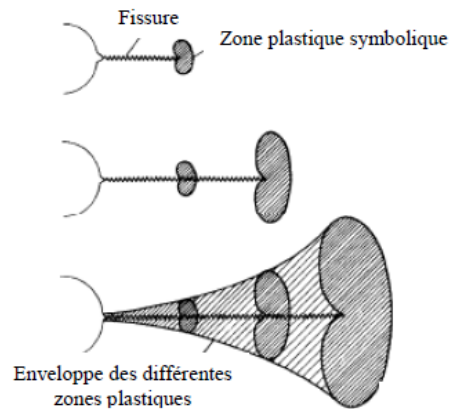


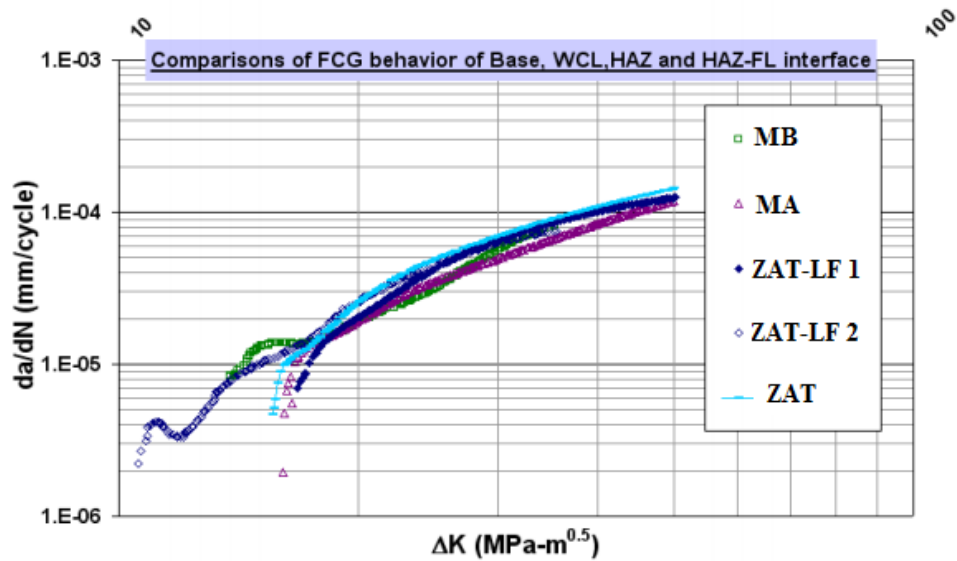
Figure I-33 : Phénomène de fermeture de la fissure : Sillage plastique

### I.4.3. Fissuration dans les structures soudées

Comme présenté sur la Figure I-2, les soudures présentent une zone d'hétérogénéité et de concentration de contraintes qui sont susceptibles de produire des contraintes résiduelles transversales ou longitudinales par rapport au sens de la propagation de la fissure. Plusieurs facteurs peuvent affecter la vitesse de propagation de fissure dans les soudures, à savoir la microstructure, les contraintes résiduelles et l'environnement.

#### I.4.3.1. Influence de la microstructure

Arora et al. [Arora et al., 2014] ont étudié la propagation de fissure par fatigue de l'acier inoxydable austénitique 304LN dans les réservoirs soudés. Les essais ont été effectués à température ambiante avec un rapport de charge de 0,1. La Figure I-34 présente les courbes  $da/dN$ - $\Delta K$  obtenues pour le métal de base, métal d'apport, zone affectée thermiquement et la ligne de fusion.



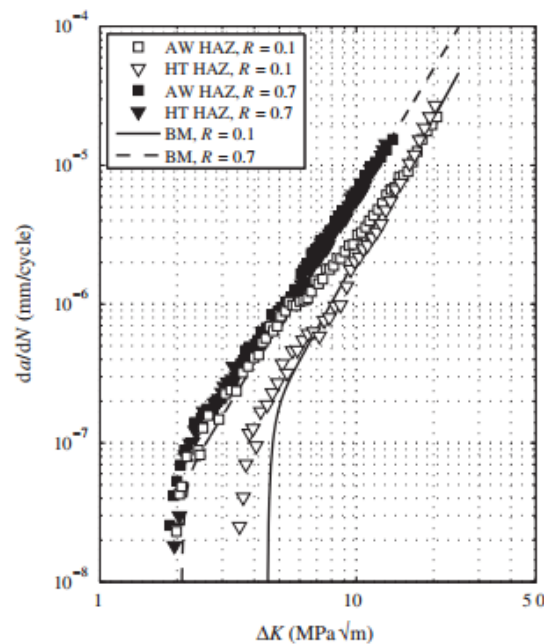
**Figure I-34 : Courbe  $da/dN$ - $\Delta K$ , acier inoxydable austénitique 304LN soudé**  
[Arora et al., 2014]

Les auteurs ont montré que le chemin de la fissure propagée dans le MA présente des déviations montrant ainsi une forte dépendance à la microstructure. La propagation de fissure peut avoir soit un mode trans-dendritique, soit inter-dendritique selon l'orientation des dendrites en front de fissure. Ceci peut donc retarder la propagation de la fissure dans la structure soudée. La présence de quelques pourcents de ferrite dans le métal d'apport conduit également à la baisse de la vitesse de propagation. Les mêmes résultats ont été trouvés dans les travaux de Tsay [Tsay et al., 1997] et Rao [Rao et al., 1997].

Jang et al. ont étudié aussi l'effet de la microstructure sur la propagation des fissures dans le joint soudé d'un acier inoxydable austénitique 316L [Jang et al., 2010]. Le métal d'apport présente une microstructure dendritique aligné tout au long du cordon. Les auteurs ont montré que le chemin de la fissure dépend fortement de l'alignement des dendrites. En effet, les zones où le chemin de la fissure est tortueux correspondent aux zones riches en ferrite delta et sont considérées comme des zones de ralentissement de la propagation de la fissure. Lorsque l'alignement des dendrites n'est pas favorable pour la propagation de la fissure, cette dernière se propage dans les joints de grains, d'où un chemin tortueux et ondulé.

### I.4.3.2. Influence du rapport de chargement

Des études récentes ont été effectuées sur l'effet du rapport de chargement sur la vitesse de propagation de fissures dans les joints soudés d'un acier inoxydable martensitique CA6NM [Trudel et al., 2014]. Les essais ont été menés avec une fréquence de 20 Hz et sous deux rapports de chargements,  $R = 0,1$  et  $R = 0,7$  sur le métal de base, le métal d'apport et la ZAT. Les résultats sont présentés sur la Figure I-35.



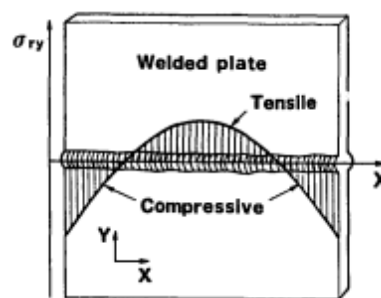
**Figure I-35 : Effet du rapport de charge sur la vitesse de propagation de fissure dans les joints soudé d'un acier inoxydable martensitique CA6NM [Trudel et al., 2014]**

Les essais effectués à  $R = 0,7$  présentent une vitesse de fissuration plus élevée que ceux à  $R = 0,1$ . Ceci peut être expliqué par le fait qu'à  $R = 0,1$ , la fermeture de la fissure ralentit sa propagation, et qu'à  $R = 0,7$  aucune fermeture n'a été enregistrée. Le MB et MA ont presque les mêmes vitesses de propagation de fissures à fort rapport de chargement, et une légère différence est observée à  $R = 0,1$ .

Les auteurs ont constaté aussi que la fissure a tendance à suivre le chemin vers les zones les moins dures. Une fluctuation de la vitesse de propagation de fissure a été enregistrée quand cette dernière dévie pour atteindre le métal de base qui est moins dur que le MA.

### *I.4.3.3. Influence des contraintes résiduelles*

Les contraintes résiduelles sont considérées comme des facteurs influençant directement la vitesse de propagation de fissure dans les structures soudées. Itatani et al. [Itatani et al., 1994] ont étudié la vitesse de propagation de fissure dans la zone affectée thermiquement d'un acier inoxydable austénitique 304. Il s'est avéré que la vitesse de propagation de la fissure est plus élevée dans le métal de base que dans la ZAT tant qu'il y a un champ de contraintes résiduelles en compression dans cette dernière (Figure I-36).



**Figure I-36: Distribution des contraintes résiduelles dans une plaque soudée en acier inoxydable austénitique 304 [Itatani et al., 1994]**

Dans le même cadre, Al-Haidary et al. [Al-Haidary et al., 2006] ont réalisé différents essais de fissuration sur un acier inoxydable 316L soudé à l'aide de deux procédés différents, soudage à l'arc submergé et soudage manuel. Ils ont fait varier les amplitudes de chargement sur différentes configurations d'éprouvettes en jouant sur l'emplacement de l'entaille par rapport à la soudure. Les résultats montrent que le métal de base possède une meilleure résistance à la propagation des fissures. Ceci est sans doute dû aux champs de contraintes résiduelles en traction dans le métal d'apport. De plus, la fissure se propage plus rapidement dans la ZAT que dans le métal de base. En effet, le grossissement des grains (dans la ZAT) favorise la propagation de la fissure présentant ainsi moins de barrières pour son avancée. (Figure I-37).



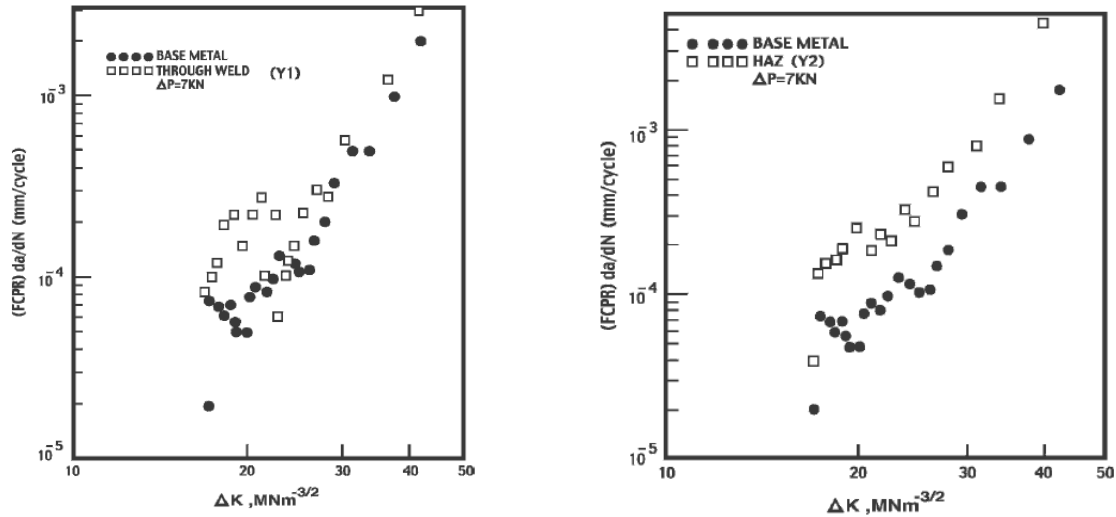
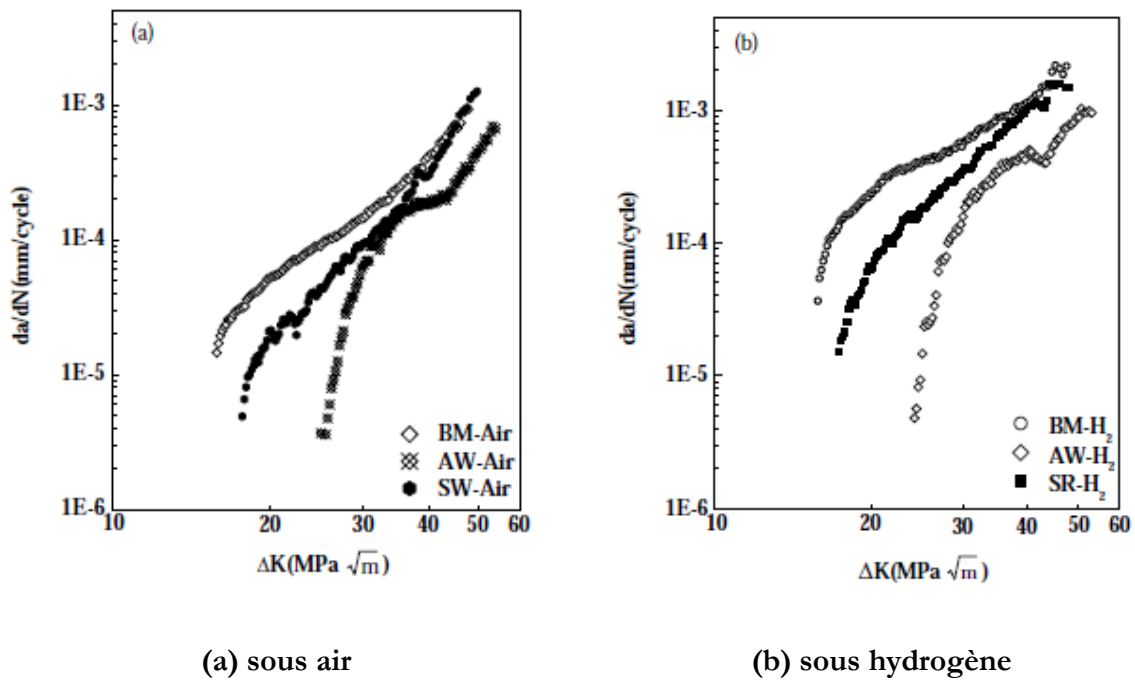


Figure I-37 : Effet de la microstructure des joints soudés sur la vitesse de propagation de fissure [Al-Haidary et al., 2006]

#### I.4.3.4. Effet de l'environnement

Tsay et al. [Tsay et al., 2004] ont réalisé une étude sur l'effet de l'environnement sur la vitesse de propagation des fissures dans le métal de base et le bain de fusion d'un acier inoxydable austénitique AISI 304. L'environnement de l'étude est l'hydrogène avec une pression de 0,2 MPa. Ils ont montré que la vitesse de propagation pour tous les échantillons testés sous hydrogène a augmenté par rapport à ceux testés sous air (Figure I-38). Ceci est dû à la fragilisation de la structure par hydrogène et la formation de la phase martensitique au cours de l'essai. Pour les résultats des essais sous air, on remarque que la vitesse de propagation de fissure est plus rapide dans le métal de base que dans le métal d'apport surtout à des bas niveaux de  $\Delta K$ . Ceci est dû essentiellement à la présence d'irrégularité microstructurale lors de la solidification et la présence de la ferrite  $\delta$  interdendritique dans le métal d'apport. La présence de contraintes résiduelles de compression dans le métal d'apport induit un taux de fermeture élevé entre les lèvres de la fissure.



**Figure I-38 : Effet de l'environnement sur la vitesse de propagation des joints soudés**  
[Tsay et al., 2004]

Dans le même contexte, Akita et al. [Akita et al., 2006] ont étudié le comportement en fissuration des joints soudés d'un acier inoxydable ferritique 444 dans un milieu aqueux contenant 3% en NaCl. La vitesse de propagation de fissure des joints soudés dans le milieu contenant 3% en NaCl est accélérée comparée à celle dans l'air, et est très prononcées à fort  $\Delta K$ . Ceci est dû essentiellement à la corrosion intergranulaire et à la fragilisation par le dégagement d'hydrogène.

#### **Bilan :**

- Une microstructure fine ralentit la propagation de fissure, mais la présence de contraintes résiduelles de traction peut l'accélérer même en présence de grains fins.
- L'effet du rapport de chargement sur la propagation de fissure se manifeste par la présence du phénomène de fermeture. Les contraintes résiduelles de compression favorisent l'apparition de la fermeture entre les lèvres de la fissure dans les soudures.
- L'hydrogène, ainsi que les milieux corrosifs, augmentent la vitesse de propagation de fissure dans les joints soudés.





---

# **CHAPITRE II : MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES**



## II. Matériaux et Techniques expérimentales

### II.1. Les matériaux de l'étude

Les matériaux utilisés dans cette étude sont deux aciers inoxydables, un suprausténitique Alloy28 (UNS N08028) et un austéno-ferritique duplex UNS S32550. Ces aciers sont issus de tôles laminées à chaud fournies par la société d'ingénierie de construction métallique, montage industrielle et maintenance SOCOMENIN, située à Sfax en Tunisie. Par la suite, l'acier constituant ces plaques sera désigné par métal de base (MB).

#### II.1.1. Acier inoxydable suprausténitique Alloy28

##### II.1.1.1. Procédés de soudage

Le premier matériau utilisé dans cette étude est un acier inoxydable suprausténitique de type Alloy28 (UNS N08028) fourni sous forme de plaques de 14 mm d'épaisseur initialement laminées à chaud. Ces plaques sont préparées pour être finalement soudées à l'aide du procédé de soudage SMAW (Shielded Metal Arc Welding) décrit dans le chapitre I. La préparation consiste à usiner un chanfrein en forme de X des deux plaques (Figure II-1 a) qui sont ensuite soudées à l'aide d'une électrode enrobée de type Sanicro28. Par la suite, l'acier provenant de l'électrode enrobée sera noté métal d'apport (MA).

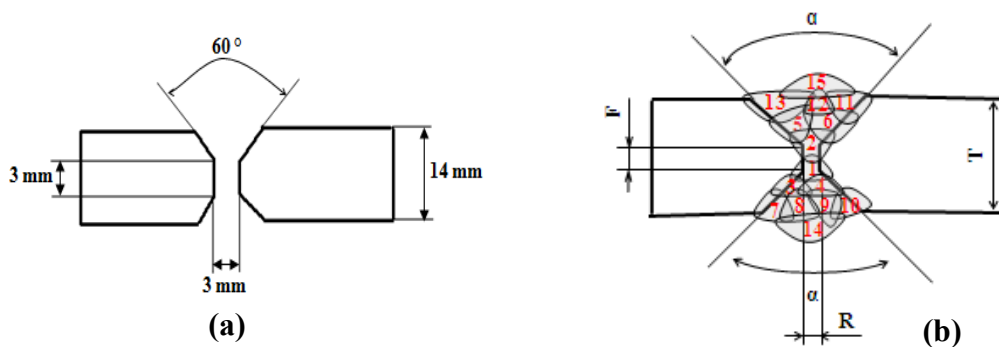


Figure II-1 : Forme des plaques à souder ; a) Forme du chanfrein préparé pour la soudure ; b) Numéro des passes

Le soudage s'effectue avec 15 passes successives situées à des emplacements différents (Figure II-1 b). La première passe se fait à l'aide d'une électrode de diamètre plus petit que les autres électrodes, sous une intensité de courant (60 A), un voltage (26 V) et une chaleur (3,8 KJ/cm). La

forme du cordon de soudure ainsi obtenu est présentée dans la Figure II-2. Les paramètres de soudage sont fixés par le constructeur et sont présentés dans le tableau II-1.

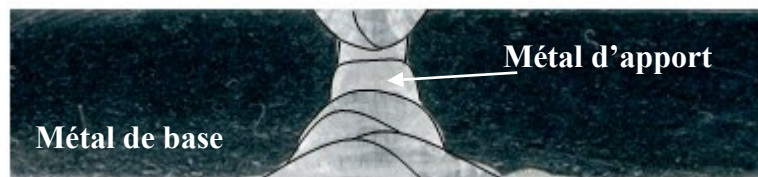


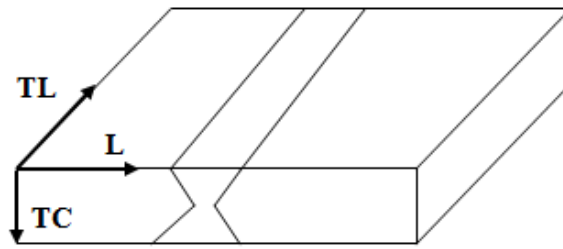
Figure II-2 : Forme du cordon de soudure en X avec les différentes passes de soudure

Tableau II-1 : Les paramètres de soudage des 15 passes, pour une intensité de 140 A et un voltage de 26 V

Numéro de passe	Diamètre de l'électrode (mm)	Vitesse de soudage (cm/min)	Heat input (KJ/cm)
1	2,5	24,6	3,8
2	4	28,3	7,71
3	4	29,64	7,36
4	4	30	7,28
5	4	29,3	7,45
6	4	30,17	7,23
7	4	33	6,61
8	4	33,15	6,58
9	4	33,34	6,55
10	4	34	6,42
11	4	32,3	6,76
12	4	33	6,6
13	4	32,2	6,78
14	4	32,8	6,658
15	4	31	7

La Figure II-3 présente l'emplacement du cordon de soudure par rapport aux différentes directions de laminage. Le chanfrein en X se situe dans le plan L-TC et l'avancée de la soudure s'effectue perpendiculairement à ce plan.





**Figure II-3 : Directions de laminage par rapport au cordon de soudure**

#### *II.1.1.2. Composition chimique*

Les compositions chimiques du métal de base et du métal d'apport de l'acier inoxydable Alloy28 et du Sanicro28 déterminées par la méthode EDX du MEB 6100, sont présentées dans le tableau II-2.

**Tableau II-2 : Composition chimique de l'Alloy28 (MB) et du Sanicro28 (MA) mesurée par EDX**

	Fe	Ni	Cr	Mo	Si
<b>Alloy28 (MB)</b>	36,4	31,95	28	3,41	0,22
<b>Sanicro28 (MA)</b>	35,85	33,36	27	3,14	0,64

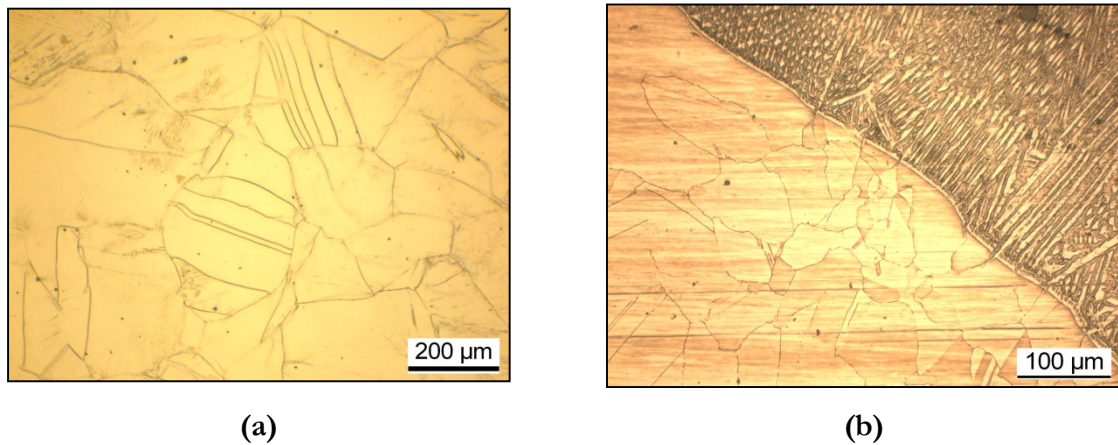
Pour assurer une bonne compatibilité entre le métal de base et le métal d'apport, la composition chimique des deux matériaux doit être très proche surtout en éléments gammagènes (Ni) et alphagènes (Cr, Mo, Si.), ce qui est le cas pour cette étude.

#### *II.1.1.3. Evolution de la microstructure et de la dureté au joint soudé*

La microstructure est révélée par une procédure d'attaque électrolytique. Elle consiste à immerger dans une solution aqueuse de 10% d'acide oxalique l'échantillon à observer préalablement poli jusqu'à l'état miroir. L'échantillon joue alors le rôle de cathode, et une électrode inattaquable, généralement en platine, joue le rôle d'anode. Ces deux électrodes sont branchées à un générateur qui crée une différence de potentiel fixée à 5 V. L'application du courant électrique

provoque la dissolution localisée du métal et le dégagement de bulles d'hydrogène sur l'électrode en platine. La durée optimale de l'attaque électrochimique est de 2 minutes.

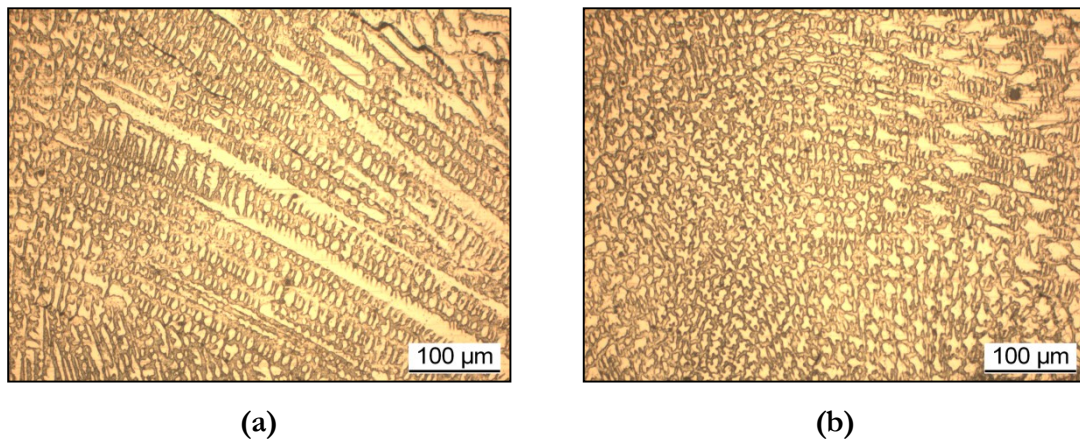
Des observations microstructurales ont été réalisées sur le métal de base et le métal d'apport, ainsi que sur la zone limite à l'aide du microscope optique Reichert-Jung Mef3 en utilisant des grossissements allant de x40 jusqu'à x1880 (Figure II-4 (a)). La microstructure est très majoritairement austénitique, aucune ferrite delta ou précipité n'ayant été détecté. Elle est constituée principalement de grains équiaxes maclés. La taille des grains est comprise entre 100  $\mu\text{m}$  et 200  $\mu\text{m}$ . L'examen micrographique montre par ailleurs que la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) est extrêmement fine (Figure II-4 (b)), sans croissance notable des grains.



**Figure II-4 : Microstructure du Métal de Base de l'Alloy28, a) MB ; b) ligne de fusion**

La Figure II-5 met en évidence une microstructure dendritique du métal d'apport. Une différence d'orientation microstructurale a été mise en évidence. En effet, une structure en forme de colonne est observée dans la région adjacente à la limite de fusion (Figure II-5 (a)), alors que la microstructure cellulaire est majoritaire à l'approche du centre de la soudure (Figure II-5 (b)).

Toutefois, le métal d'apport de l'acier inoxydable superausténitique peut contenir une faible quantité de ferrite qui n'est pas toujours perceptible par analyse micrographique. Le diagramme de Schaeffler [Schaeffler, 1949] ainsi que le diagramme Delong [Delong, 1973] peuvent être utilisés pour estimer cette teneur en ferrite dans le métal d'apport à l'aide des cartes « isoferrite ».

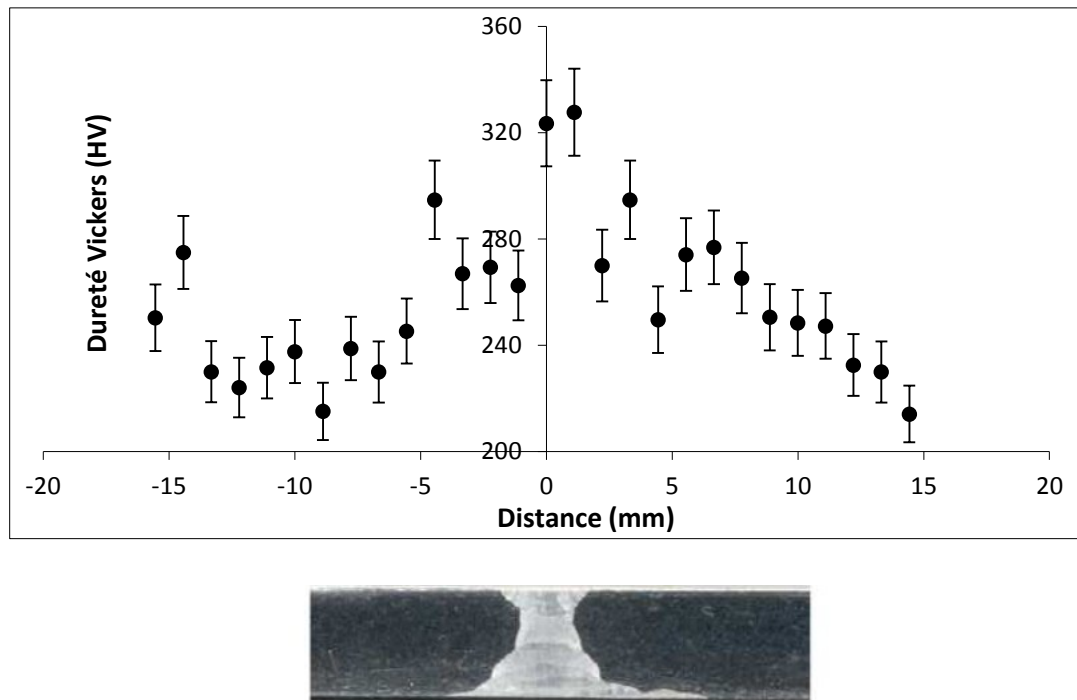


**Figure II-5 : Alloy28 MA- Microstructure ; a) proche de la ligne de fusion; b) centre du cordon**

En tenant compte de l'analyse de la composition chimique (Tableau II-3), les teneurs du chrome équivalent  $Cr_{eq}$  et du nickel équivalent  $Ni_{eq}$  calculées dans le métal d'apport sont égales à 31,10% et 33,36% respectivement. Par conséquent, à partir du diagramme de Schaeffler présenté au chapitre I, on peut déduire que la microstructure du métal d'apport est entièrement austénitique, et que le refroidissement du bain fondu est en mode austénitique type A.

Le métal d'apport (Sanicro28) présente une microstructure fine constituée de dendrites et de grains cellulaires. Ceci est dû à des vitesses de refroidissement importantes consécutive à la forte augmentation de la température produite lors du procédé de soudage [Changa et al., 2006]. Une microstructure dendritique similaire a déjà été observée sur un acier inoxydable superausténitique 904L soudé [Molian, 1985]. Les grains adjacents à la ligne de fusion ont une forme allongée. Cette différence de morphologie de grain dans le bain de fusion dépend de l'historique thermique lors du soudage et de la composition chimique du métal d'apport [Lippold, 2005]. Ram et al. ont trouvé le même type de morphologie dans un superalliage Inconel 718 soudé dont la composition chimique est proche des aciers inoxydables superausténitiques [Ram et al., 2005].

Des essais de micro-dureté ont été effectués avec une charge de 300 mN à l'aide d'un micro-duromètre Fischer. Les mesures ont été réalisées dans les soudures de manière à obtenir le profil de la dureté du joint soudé mesurée en Vickers. Le profil de micro-dureté du cordon de soudure est représenté sur la Figure II-6. On peut noter que, même si les valeurs mesurées sont très dispersées, la valeur de la dureté de métal d'apport atteint 330HV<sub>0,3</sub> au centre de la soudure puis diminue jusqu'à environ 220 HV<sub>0,3</sub> dans le métal de base.



**Figure II-6 : Alloy28 JS - Profil de dureté du cordon de soudure**

L'augmentation de la dureté dans le métal d'apport refroidi peut s'expliquer par l'affinement de la microstructure du fait du refroidissement rapide du métal d'apport. Suite aux cycles thermiques répétés durant le procédé de soudage, une augmentation de la densité de dislocations se produit dépassant ainsi celle déterminée dans le cas d'un acier inoxydable austénitique recuit. Ceci explique aussi les valeurs élevées de la dureté du métal d'apport après refroidissement [Mishra et al., 1997].

## II.1.2. Acier inoxydable austéno-ferritique (Duplex)

### II.1.2.1. Procédés de soudage

Les plaques d'épaisseur de 12 mm de l'acier inoxydable austéno-ferritique UNS S32550 sont assemblées par le même procédé de soudage (SMAW) après une préparation identique. Le soudage a été réalisé avec 6 passes, en utilisant des électrodes enrobées de 3 mm de diamètre. Le courant étant compris entre 70 et 90 A et le voltage entre 17 et 22 V. La forme du cordon de soudure est en X reliant les deux plaques du même matériau.

### II.1.2.2. Composition chimique

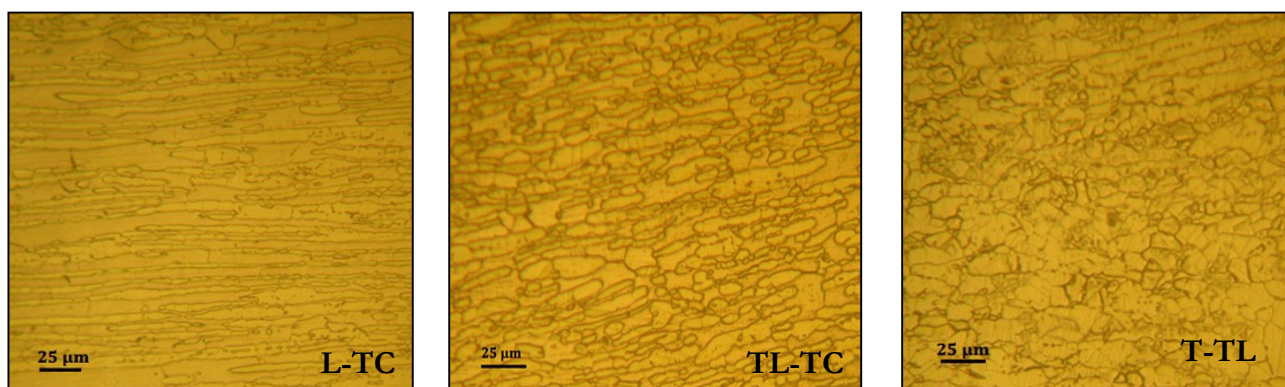
Les compositions chimiques du métal de base et du métal d'apport sont données dans le tableau II-3. Les teneurs massiques en Cr et Ni sont très proches confirmant le fait que les deux métaux sont compatibles au soudage.

**Tableau II-3 : Composition chimique en % massique du MB et MA, acier inoxydable austéno-ferritique**

Elément	Fe	Ni	Cr	Mo	Si
UNS S32550 (MB)	63,21	7,75	25,26	3,49	0,27
Métal d'apport (MA)	61,72	6,42	27	4,48	0,43

### II.1.2.3. Evolution de la microstructure et de la dureté au joint soudé

D'après la Figure II-7, on constate que la microstructure du métal de base de l'acier inoxydable se compose de deux phases, l'austénite et la ferrite avec des proportions quasi-égales. La forme des grains change selon le plan d'observation mettant en évidence une anisotropie morphologique de la microstructure. On remarque que les grains d'austénite et de ferrite sont allongés dans la direction du laminage.



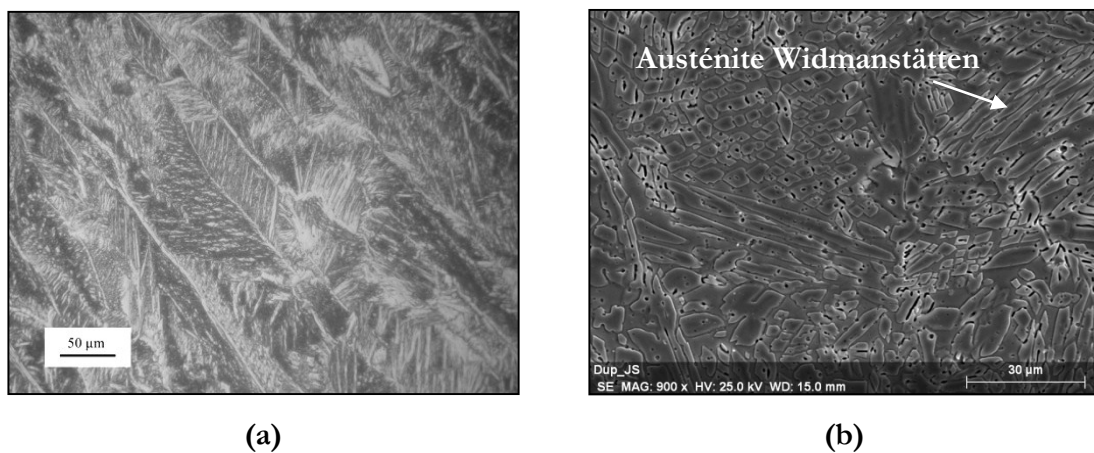
**Figure II-7 : Duplex MB - Microstructure de l'acier inoxydable duplex UNS S32550**

La microstructure du joint soudé de l'acier inoxydable duplex a été observée à l'aide du microscope optique et du Microscope Electronique à Balayage (MEB) JEOL 6400 sous une tension d'accélération de 25 KV. Le cordon de soudure est constitué essentiellement de grains en forme d'aiguilles orientées aléatoirement dans le bain fondu (Figure II-8 (a)). Cette même microstructure



a été également observée dans les travaux de Johan sur les soudures de l'acier inoxydable duplex UNS S32750 (Figure I-11) [Johan et al., 2014]. Lors du soudage, la solidification se produit en mode ferritique. Lors du refroidissement, l'austénite apparaît par transformation à l'état solide sous différentes morphologies, comme par exemple l'austénite Widmanstätten (Figure II-8 (b)).

La structure de solidification des soudures des aciers inoxydables duplex dépend essentiellement des éléments alphagènes comme le chrome qui est un stabilisant de la ferrite, et gammagènes comme le nickel qui est un stabilisant de l'austénite. Les valeurs du chrome équivalent  $Cr_{eq}$  et du nickel équivalent  $Ni_{eq}$  sont égales à 32,12% et 6,42% respectivement. L'utilisation du diagramme de Schaeffler nous permet d'affirmer que le mode de solidification est ferritique.



**Figure II-8 : Duplex MA – Microstructure ; a) microscopie optique, b) MEB**

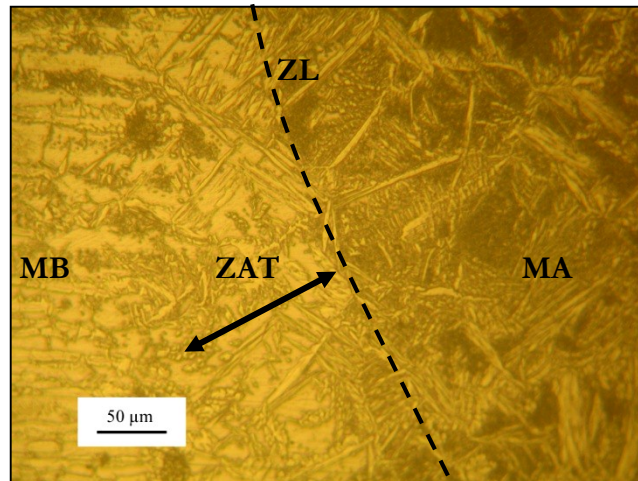
Le métal d'apport est constitué principalement d'une matrice ferritique avec la présence des grains d'austénite formés aléatoirement sous différentes formes. Les cycles thermiques de soudage induisent des transformations métallurgiques complexes au niveau du cordon de soudure qui engendrent une hétérogénéité microstructurale importante dans cette zone. La microstructure du métal fondu des soudures des aciers inoxydables duplex est différente de celle du métal de base à cause de l'historique thermique. Lors du refroidissement, l'austénite apparaît par transformation à l'état solide sous différentes morphologies. Ce mode de solidification est accompagné d'une croissance épitaxiale avec les grains du métal de base à partir de la zone de liaison. L'austénite se forme aux interfaces ferrite/ferrite et à l'intérieur des grains ferritiques. Ceci est dû à la redistribution des éléments Cr, Ni, Mo, N entre la ferrite et l'austénite [Lippold, 2005].

On cite les différentes morphologies que l'austénite peut avoir dans les soudures des aciers duplex :

- Structure allotriomorphe au niveau des joints de grains.
- Structure Widmanstätten inter et intra-granulaire répartie aléatoirement dans les grains ferritiques.
- Des séries de lamelles parallèles à l'intérieur des grains ferritiques.
- D'autres formes irrégulières d'austénite dans les grains ferritiques.

La microstructure lamellaire a été révélée par Tavares et al. [Tavares et al., 2013] sur la soudure d'un acier inoxydable superduplex UNS32750, et Joan et al. [Johan, 2014] sur un acier inoxydable duplex UNS S32101.

La microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) est présentée à la Figure II-9. Un changement de la morphologie des grains est observé en passant du métal de base à la ZAT et en arrivant au métal d'apport qui se caractérise par un aspect plus allongé des grains. Lors de l'opération de soudage, la ZAT est constituée de deux régions : la zone de surchauffe, adjacente au métal fondu, et la zone de recuit partiel adjacente au métal de base. Généralement, leurs tailles sont fonction de la distribution du gradient thermique dans les pièces à souder.

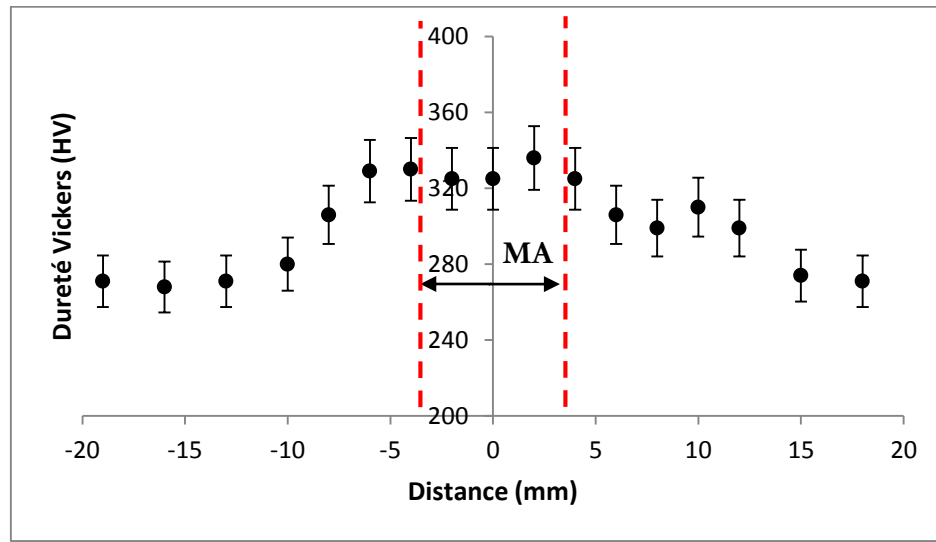


**Figure II-9 : Duplex JS - Evolution de la microstructure dans le joint de soudure de l'acier inoxydable duplex**

La microstructure de la zone affectée thermiquement est différente de celle du métal de base et du métal d'apport. En effet, dans la zone de surchauffe où le gradient thermique est très élevé, l'austénite se forme par une transformation à l'état solide aux joints de grains ainsi que dans les grains ferritiques. La transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  est incomplète à cause du refroidissement rapide,

ce qui explique une éventuelle présence de ferrite dans cette zone. Les proportions relatives des deux phases dépendent du niveau du gradient thermique. L'acier à ce niveau n'a toujours pas atteint l'état d'équilibre à cause des déformations provoquées par le procédé de soudage.

Le profil de dureté du cordon de soudure de l'acier inoxydable duplex est présenté sur la Figure II-10. La dureté du bain fondu atteint une valeur de  $340 \text{ HV}_{0,3}$ , qui est plus élevée que celle du métal de base ( $270 \text{ HV}_{0,3}$ ).



**Figure II-10 : Duplex JS - Profil de dureté du joint soudé de l'acier inoxydable austéno-ferritique**

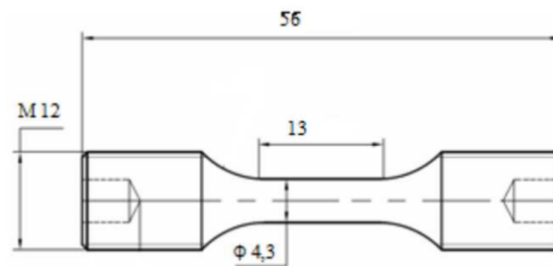
La dureté du métal d'apport est plus élevée que celle du métal de base. Cette augmentation est attribuée à la finesse des grains d'austénite dans la matrice ferritique [K. Ramkumar et al., 2014]. L'historique thermique et les contraintes résiduelles causées par le procédé de soudage dans le bain fondu après refroidissement peuvent être aussi à l'origine de l'augmentation de la dureté dans le métal d'apport [Yilmaz et al., 2002].



## II.2. Essais mécaniques

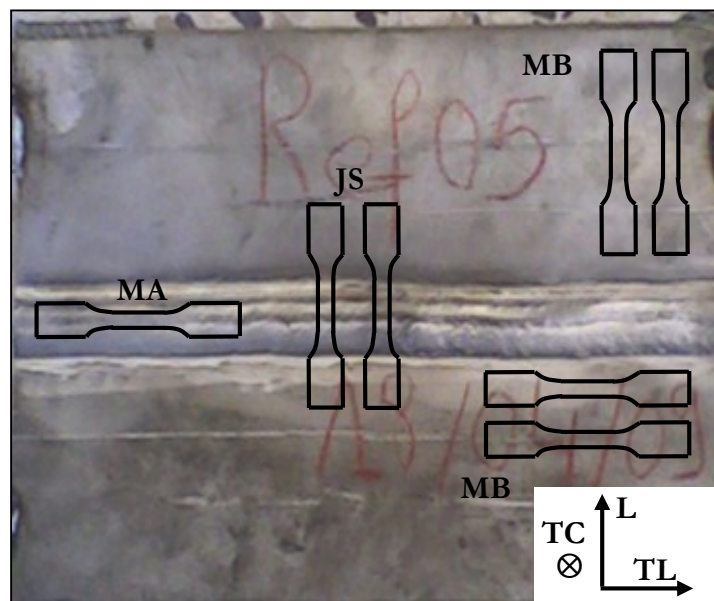
### II.2.1. Forme et prélèvement des éprouvettes

Les éprouvettes de traction et de durée de vie utilisées ont une forme cylindrique de diamètre égal à 4,3 mm et une partie utile de 13 mm avec une longueur totale de 56 mm (Figure II-11). La fixation de l'éprouvette sur la machine d'essai est assurée par ses extrémités filetées de diamètre 12 mm.



**Figure II-11 : Eprouvette pour essai de fatigue et de comportement cyclique**

La géométrie des éprouvettes de fatigue a été choisie de façon à éviter tout risque de flambement du matériau durant les essais cycliques à chargement symétrique (rapport de déformation  $R_\epsilon = \frac{\epsilon_{min}}{\epsilon_{max}} = -1$  (Eq.II-1). La Figure II-12 illustre l'emplacement des différents prélèvements par rapport au cordon de soudure.



**Figure II-12 : Schéma descriptif du prélèvement des éprouvettes de fatigue**

Le prélèvement des éprouvettes est fait comme suit :

- Dans le métal de base (**MB**), les éprouvettes ont été prélevées parallèlement et perpendiculairement au sens du laminage.
- Dans le métal d'apport (**MA**), le prélèvement a été effectué dans le sens de l'avancée de la soudure.
- Pour le cordon de soudure (**JS**), les éprouvettes ont été prélevées dans le sens du laminage contenant le cordon de soudure au centre de l'éprouvette. Une vue de l'éprouvette est présentée à la Figure II-13.

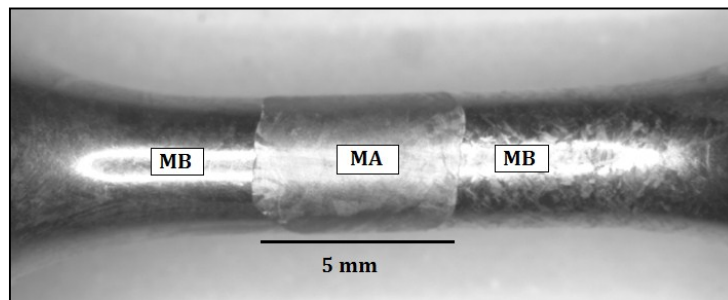


Figure II-13 : Epreuve contenant un joint soudé

### II.2.2. Préparation des éprouvettes

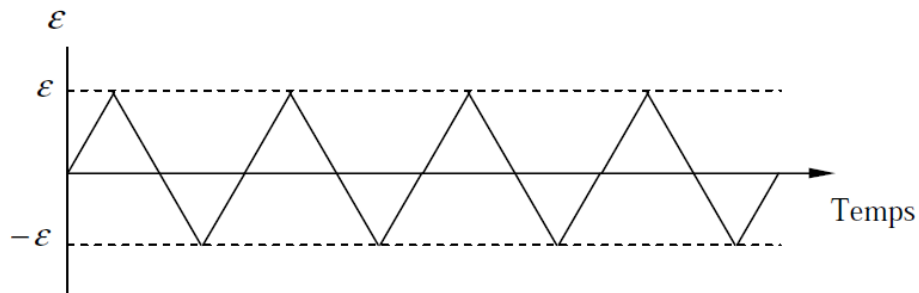
Les éprouvettes de fatigue sont prélevées dans des plaques par électroérosion, puis usinées en utilisant le procédé de tournage. En outre, pour éviter tout risque d'amorçage prématuré de fissure dû aux défauts d'usinage, un pré-polissage et un polissage de finition sont indispensables. Le pré-polissage s'effectue à l'aide des papiers de grades 320, 500, 1000, 2400 et 4000. Pour le polissage de finition, on utilise des papiers feutrés chargés par spray diamantés de 3  $\mu\text{m}$  et 1  $\mu\text{m}$ .

### II.2.3. Essais monotones et cycliques

Les courbes d'écrouissage cyclique ont été déterminées pour le métal de base, le métal d'apport et l'éprouvette qui contient un joint soudé au centre de la partie utile. Les essais, réalisés sous amplitude de déformation totale imposée et à température ambiante, sont effectués sur la même éprouvette, en augmentant l'amplitude de déformation après la stabilisation de la boucle

contrainte-déformation, avec une vitesse de déformation de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Les niveaux de déformation testés varient de 0,1% à 1% avec un pas de 0,1%.

Les essais de durée de vie en fatigue oligocyclique ont été conduits également sous déformation imposée avec un rapport de déformation  $R_\epsilon = -1$  et une vitesse fixée à  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  à température ambiante. Le signal imposé étant triangulaire de fréquence comprise entre 0,25 et 0,025 Hz (Figure II-14).



**Figure II-14 : Signal triangulaire de la déformation imposée**

La déformation est mesurée à l'aide d'un extensomètre à couteaux fixé sur la partie utile. Dans le cas des essais effectués sur les éprouvettes contenant un joint soudé, les couteaux de l'extensomètre sont placés sur le joint soudé comme l'illustre la Figure II-15. Deux types d'extensomètres ont été utilisés. Le premier, ayant une base de mesure de 12,5 mm, a servi pour les essais d'écrouissage cyclique. Le second, de base de mesure de 10 mm, a été utilisé dans les essais de durée de vie (Figure II-16). Des machines électromécaniques de type INSTRON équipées d'une cellule de capacité de  $\pm 50 \text{ kN}$  ont été utilisées (Figure II-17). Les essais de traction ont été conduits sur les mêmes machines et dans les mêmes conditions (vitesse de déformation égale à  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ).

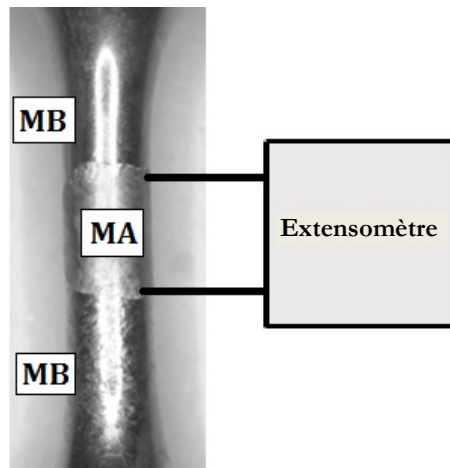


Figure II-15 : Emplacement de l'extensomètre sur les éprouvettes contenant un joint soudé

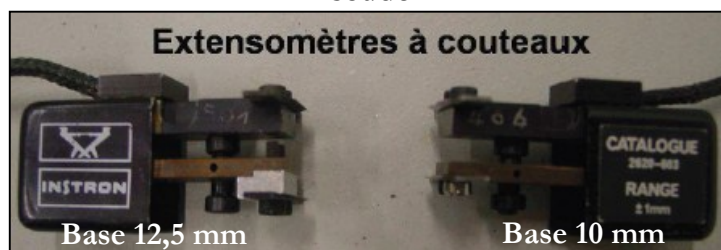


Figure II-16 : Extensomètres utilisés



Figure II-17 : Machines électromécaniques de fatigue INSTRON

Afin d'assurer une bonne supervision de l'essai et pour une vérification en direct des éventuelles anomalies causées par le glissement des extensomètres, une table traçante permet d'obtenir instantanément les boucles contrainte-déformation (boucles de fatigue).

## II.2.4. Essais de propagation de fissure

### II.2.4.1. Géométrie des éprouvettes CT

Les essais de fissuration ont été conduits sur des éprouvettes CT (Compact Tension) normalisées de type CT32 d'épaisseur 8 mm. Les dimensions en mm sont données sur la Figure II-18.

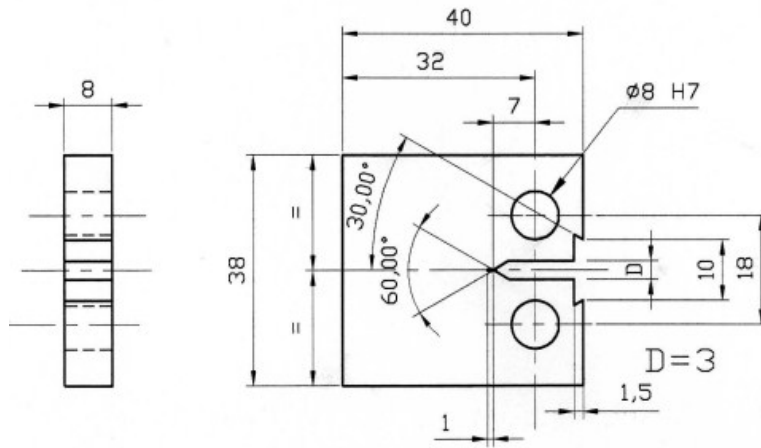


Figure II-18 : Dimensions de l'éprouvette CT 32

Le facteur d'intensité de contrainte  $K$  s'exprime selon l'équation Eq.II-2 :

$$K = \frac{F \times Y}{B \sqrt{W}} \quad [\text{ASTM E399}] \quad \text{Eq.II-2}$$

Avec :

$F$  : force appliquée [N],

$B$  : épaisseur de l'éprouvette [mm],

$W$  : distance entre le centre de la goupille et l'extrémité de l'éprouvette [m]

$Y$  est le facteur de forme qui s'écrit (Eq.II-3):

$$Y = \frac{(2 + \alpha)(0,886 + 4,64\alpha - 13,31\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}} \quad \text{Eq.II-3}$$

Avec  $\alpha = \frac{a}{W}$  qui doit être supérieur à 0,2.

Les essais de fissuration sur les éprouvettes CT ont été réalisés sur des machines de fatigue servohydrauliques INSTRON d'une capacité de 20 KN en chargement cyclique (Figure II-19). Plusieurs techniques ont été utilisées pour le suivi de la fissure en fonction du nombre de cycles.



**Figure II-19 : Machine d'essais de fissuration**

#### *II.2.4.2. Techniques de suivi de la fissure*

- **Suivi optique de la fissure**

Le suivi de la fissure peut se faire optiquement à l'aide d'une loupe binoculaire montée sur une platine mobile et placée devant l'éprouvette. Elle permet de mesurer la longueur de la fissure sur la surface de l'éprouvette avec une sensibilité de 0,1 mm (Figure II-20). La mesure s'effectue sur les deux faces de l'éprouvette et une valeur moyenne des deux valeurs mesurées est retenue pour chaque avancée de fissure.



Figure II-20 : Dispositif de suivi optique

- Suivi de la fissure par variation de la complaisance

Le suivi de la fissure peut se faire à l'aide de la méthode de la complaisance en utilisant un capteur COD fixé au niveau de l'encoche usinée sur l'éprouvette. La relation entre  $\frac{a}{W}$  et la variation de complaisance peut être exprimée analytiquement à partir des données expérimentales sur les éprouvettes CT normalisées [ASTM E399]:

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1 U_x + C_2 U_x^2 + C_3 U_x^3 + C_4 U_x^4 + C_5 U_x^5 \quad \text{Eq.II-4}$$

$$\text{Avec } U_x = \left[ \left( \frac{EVB}{P} \right)^{\frac{1}{2}} + 1 \right]^{-1} \text{ et } 0,2 \leq \frac{a}{W} \leq 0,975 \quad \text{Eq.II-5}$$

E est le module d'Young du matériau, V est le déplacement des lèvres de la fissure, B est l'épaisseur de l'éprouvette et P est la charge appliquée.  $C_n$  (n variant de 0 à 5) est une constante qui dépend de la position (X/W) des points de mesure du déplacement des lèvres de la fissure (Figure II-21). Les valeurs de ces constantes sont données dans le tableau II-4. Dans notre cas, seuls les déplacements de la position  $V_0$  ont été mesurés à l'aide d'un capteur COD (Crack Opening Displacement Gauge).

Tableau II-4 : Valeurs de  $C_n$  correspondant aux positions du point de mesure

Position	$\frac{X}{W}$	$C_0$	$C_1$	$C_2$	$C_3$	$C_4$	$C_5$
$V_{x1}$	-0,345	1,0012	-4,9165	23,057	-323,91	1798,3	-3513,2
$V_0$	<b>-0,250</b>	<b>1,0010</b>	<b>-4,6695</b>	<b>18,460</b>	<b>-236,82</b>	<b>1214,9</b>	<b>-2143,6</b>
$V_1$	-0,1576	1,0008	-4,4473	15,400	-180,55	870,92	-1411,3
$V_{LL}$	0	1,0002	-4,0632	11,242	-106,04	464,33	-650,68

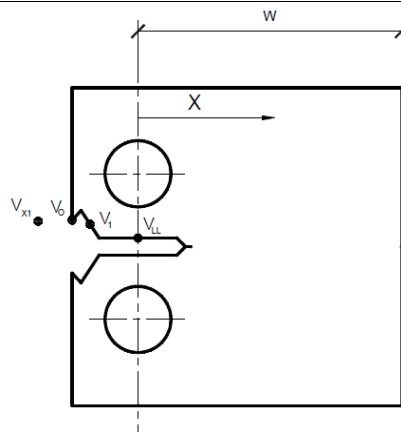


Figure II-21 : Position des points de mesure de variation de complaisance du suivi automatique de la fissure

#### II.2.4.3. Procédure expérimentale

Avant de lancer l'essai de fissuration proprement dit, une préfissuration de l'éprouvette CT est indispensable afin d'amorcer une fissure de taille suffisante permettant de sortir de la zone affectée par le procédé d'usinage de l'entaille mécanique. L'essai de préfissuration se déroule selon le choix de l'évolution de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$ , à savoir une procédure à  $\Delta K$  constant,  $\Delta K$  croissant ou  $\Delta K$  décroissant. Ces différentes procédures sont décrites ci-après :

- **Préfissuration à  $\Delta K$  constant**

La préfissuration d'une éprouvette à  $\Delta K$  constant a pour objectif de créer une fissure de taille adéquate et suffisamment droite ( $a/W \approx 0,241$ ). Ce type de préfissuration à  $\Delta K$  constant permet d'éviter l'effet de gradient de sillage plastique sur la propagation de la fissure. La valeur de  $\Delta K_1$  est choisie proche de celle du seuil  $\Delta K_{th}$  mais suffisamment grande pour pouvoir



amorcer la fissure. Pour maintenir l'amplitude  $\Delta K$  constante, il faut diminuer l'amplitude du chargement appliqué  $\Delta P$  au cours de l'avancée de la fissure.

- **Essai de préfissuration à  $\Delta K$  décroissant**

L'objectif de l'essai est de diminuer progressivement  $\Delta K$  jusqu'à s'approcher du seuil en diminuant la zone plastique en front de fissure. La diminution de l'amplitude de la charge appliquée  $\Delta P$  est contrôlée automatiquement. La variation de  $\Delta K$  respecte ainsi la relation suivante :

$$\Delta K = \Delta K_0 \times e^{C_g(a-a_0)} \quad [\text{ASTM E399}] \quad \text{Eq.II-6}$$

où  $\Delta K_0$  et  $a_0$  sont les valeurs initiales du facteur d'intensité de contraintes et de la longueur de la fissure lors de l'essai à  $\Delta K$  décroissant respectivement.  $C_g$  est une constante contrôlant la décroissance de  $\Delta K$  en fonction de  $a$ .

- **Essai de préfissuration à  $\Delta K$  croissant**

Après la préfissuration, l'essai est conduit à  $\Delta K$  croissant jusqu'à la rupture de l'éprouvette. L'essai se fait en fixant  $\Delta P$ , donc  $\Delta K$  croît ainsi avec la longueur de la fissure selon l'équation

$$\Delta K = \frac{\Delta P \times Y}{B\sqrt{W}} \quad \text{Eq.II-7}$$



**CHAPITRE III:**  
**CARACTERISATION**  
**MONOTONE ET CYCLIQUE DES**  
**ACIERS INOXYDABLES SOUDES**



### III. CARACTERISATION MONOTONE ET CYCLIQUE DES ACIERS INOXYDABLES SOUDES

#### III.1. Acier inoxydable superausténitique Alloy28 soudé

##### III.1.1. Propriétés monotones

Des essais de traction uniaxiale ont été réalisés sur le métal de base (MB) et le métal d'apport (MA) à température ambiante. Pour l'étude du MA, les éprouvettes ont été usinées directement dans le cordon de soudure. Les courbes de traction de chaque matériau sont présentées sur la Figure III-1 et les propriétés de traction sont résumées dans le tableau III-1. Ces deux matériaux présentent globalement un comportement ductile, mais les propriétés mécaniques sont sensiblement différentes. En effet, on peut constater que la limite d'élasticité et la résistance à la traction du métal d'apport sont plus élevées que ceux du métal de base. De plus, l'allongement à la rupture du métal de base est plus élevé que celui du métal d'apport ( $A \% = 15,2 \%$  et  $7,5\%$  respectivement). La ductilité est toutefois beaucoup plus prononcée dans le cas du MB avec une forte valeur de la striction  $Z(\%)$ .

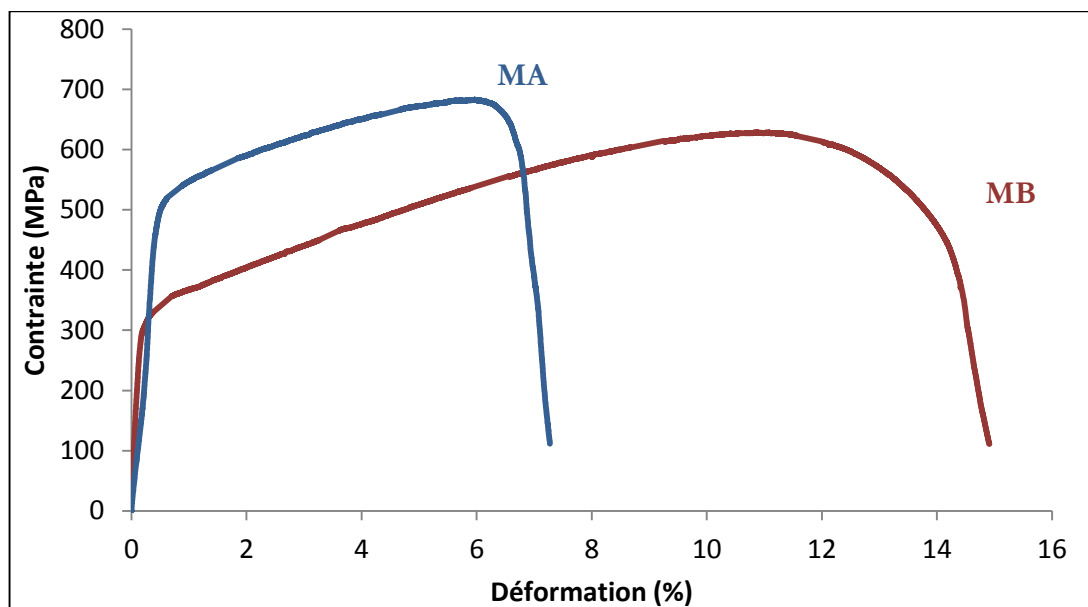


Figure III-1 : Alloy28 - Courbes de traction du Métal de Base et du Métal d'Apport

Tableau III-1 : Alloy28 - Propriétés mécaniques du MB et du MA

	<b>E</b> (GPa)	<b>Re</b> (MPa)	<b>Re<sub>0,2%</sub></b> (MPa)	<b>Rm</b> (MPa)	<b>Z%</b>	<b>A%</b>	<b>Kcv (J)</b>
<b>MB</b>	180	300	330	627	62	15,2	>300
<b>MA</b>	155	450	510	682	41	7,5	100

Les Figures III-2 et III-3 montrent les surfaces de rupture observées au MEB du MB et du MA respectivement. La présence de nombreuses microcavités est caractéristique de la ductilité du matériau (Figure III-2 (b) et (c)). En ce qui concerne le métal d'apport, on peut également observer de nombreuses cupules ainsi que la présence de particules fragiles logées dans ces dernières (Figure III-3). L'analyse chimique de ces particules sera abordée dans la suite.

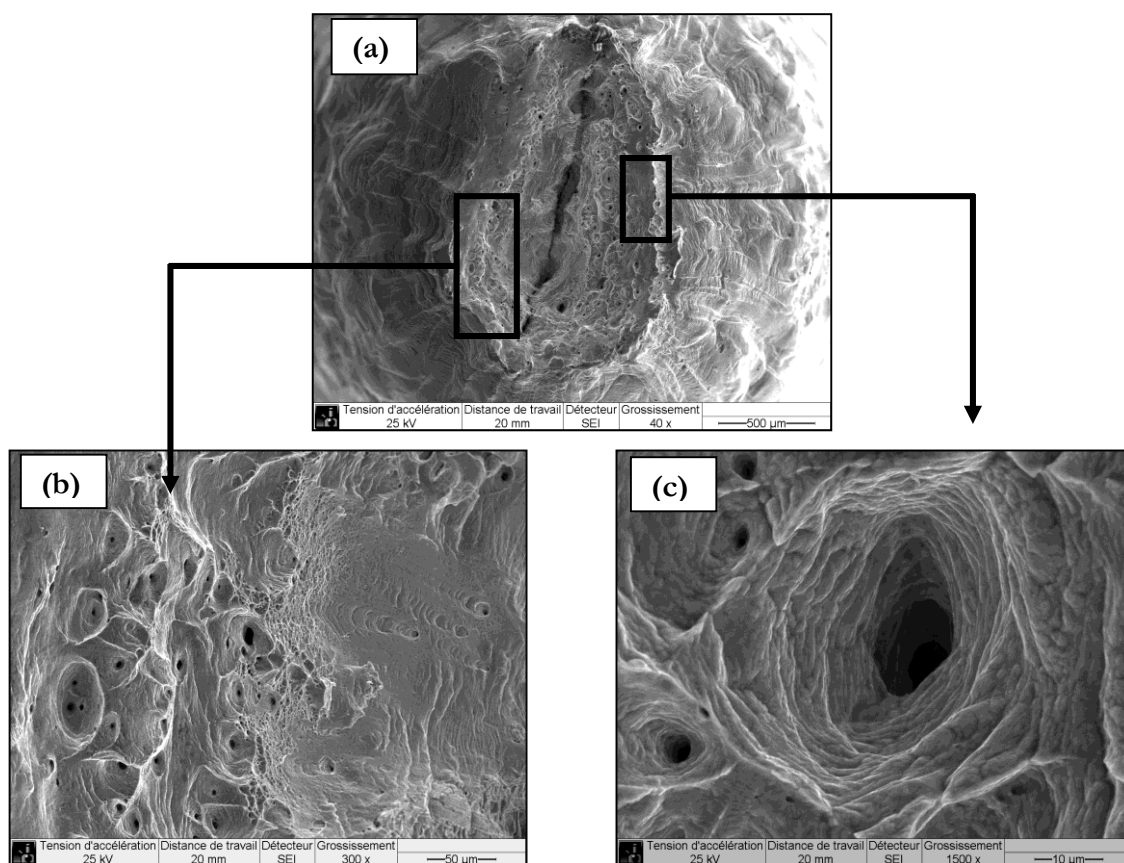


Figure III-2 : Alloy28 MB- Faciès de rupture en traction ; a) vue générale, b) et c) extrémités du faciès

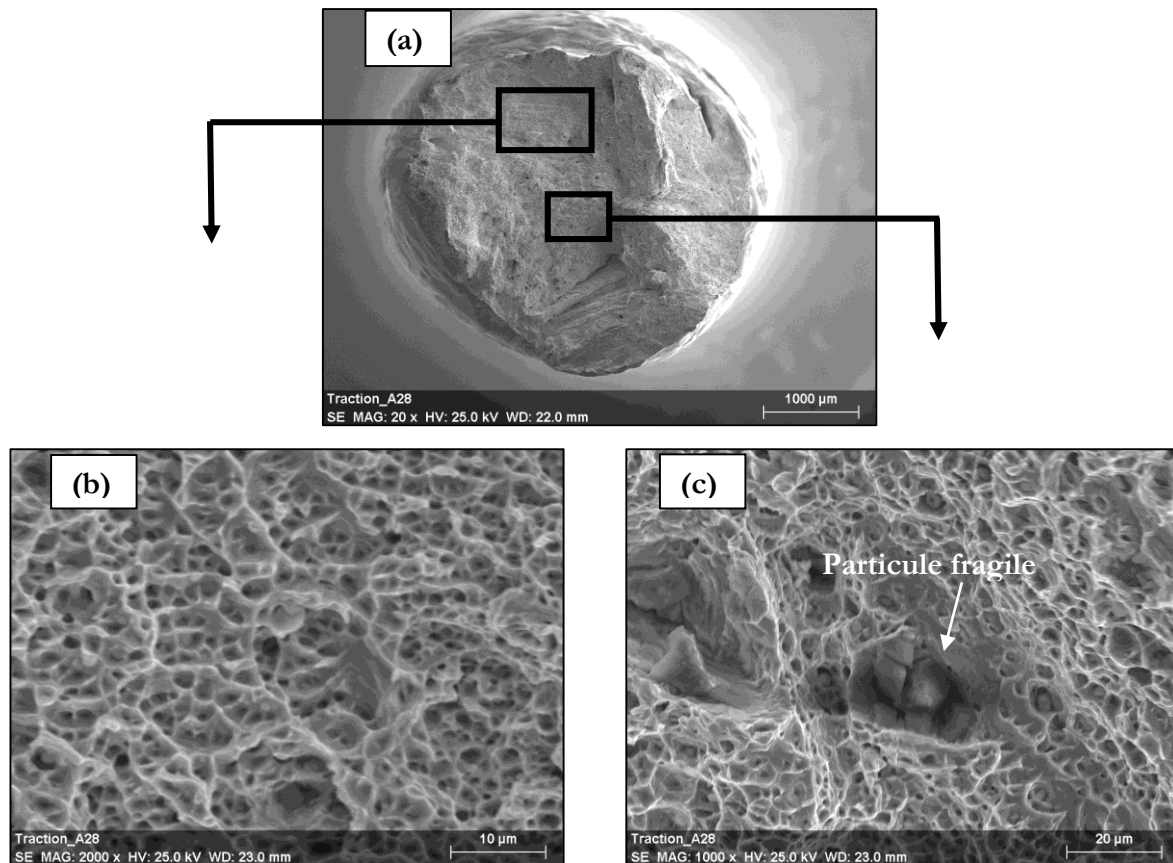


Figure III-3 : Alloy28 MA - Faciès de rupture en traction; a) vue générale, b) cupules, c) particule fragile

### III.1.2. Essais de résilience

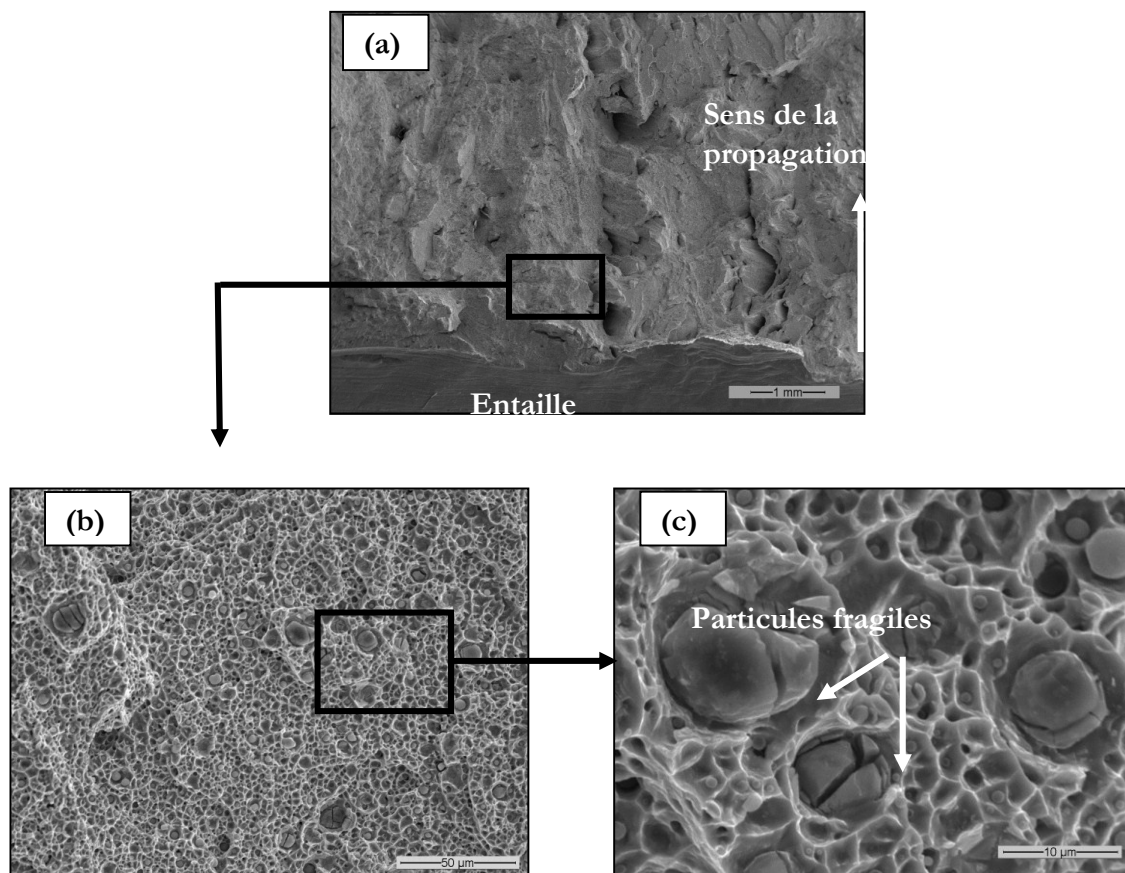
Deux essais de résilience Charpy ont été réalisés sur chaque éprouvette entaillée en V prélevée dans le métal de base et le métal d'apport à température ambiante (Figure III-4). Il en ressort que la résilience ( $K_v$ ) du métal de base est supérieure à 300 J, qui est la limite du pendule utilisé, alors que dans le métal d'apport, elle n'atteint que 100 J. Les éprouvettes ainsi testées sont présentées sur la Figure III-4.



Figure III-4 : Alloy28 - Epreuves Charpy après essai, à gauche l'éprouvette usinée dans le MB ; à droite l'éprouvette usinée dans le MA

La plus faible valeur de la résilience du métal d'apport par rapport au MB est en accord avec son comportement plus fragile mis en évidence par les essais de traction.

Les observations MEB de la surface de rupture de l'éprouvette entaillée dans le métal d'apport sont présentées sur la Figure III-5. Ces observations montrent que l'apparence globale est similaire à celle observée après l'essai de traction (Figure III-2). En effet, le mode de rupture ductile est mis en évidence par la présence de cupules de différentes tailles. Kaçar et al. [Kaçar et al., 2004] ont trouvé le même mode de rupture avec la même énergie sur des aciers inoxydables austénitiques, à température ambiante.



**Figure III-5 : Alloy28 MA - Surface de rupture de l'éprouvette en résilience;; a) vue générale, b) zoom, c) particules fragiles**

En outre, la Figure III-5(c) montre la présence de nombreuses particules logées dans les cupules qui sont caractéristiques d'une phase fragile, comme on l'a observé sur la surface de rupture de l'éprouvette de traction. L'analyse EDS de ces précipités a montré la présence d'une teneur élevée en chrome (plus de 50%), suivie par le silicium (environ 20%) ; le fer et le titane sont également présents (environ 7%). A partir de ces résultats, on peut conclure que le titane qui provient de l'enrobage de l'électrode s'incorpore dans le bain de fusion et forme des précipités fragiles avec le chrome.



Les résultats du comportement monotone nous servent de référence pour l'étude du comportement cyclique des matériaux de l'étude.

### III.1.3. Lois d'écrouissage cyclique

#### III.1.3.1. Boucles contrainte-déformation

L'étude du comportement cyclique de l'acier inoxydable Alloy28 a été conduite sur la base d'essais de traction-compression effectués à amplitude de déformation totale imposée en utilisant un extensomètre de longueur de jauge égale à 12,5 mm, et ce jusqu'à stabilisation des boucles contrainte-déformation. Trois types d'éprouvettes ont été utilisées, des éprouvettes usinées dans le MB, le MA et celles qui contiennent un joint soudé au centre de l'éprouvette (JS). Les boucles d'hystérésis obtenues sont présentées sur la Figure III-6.

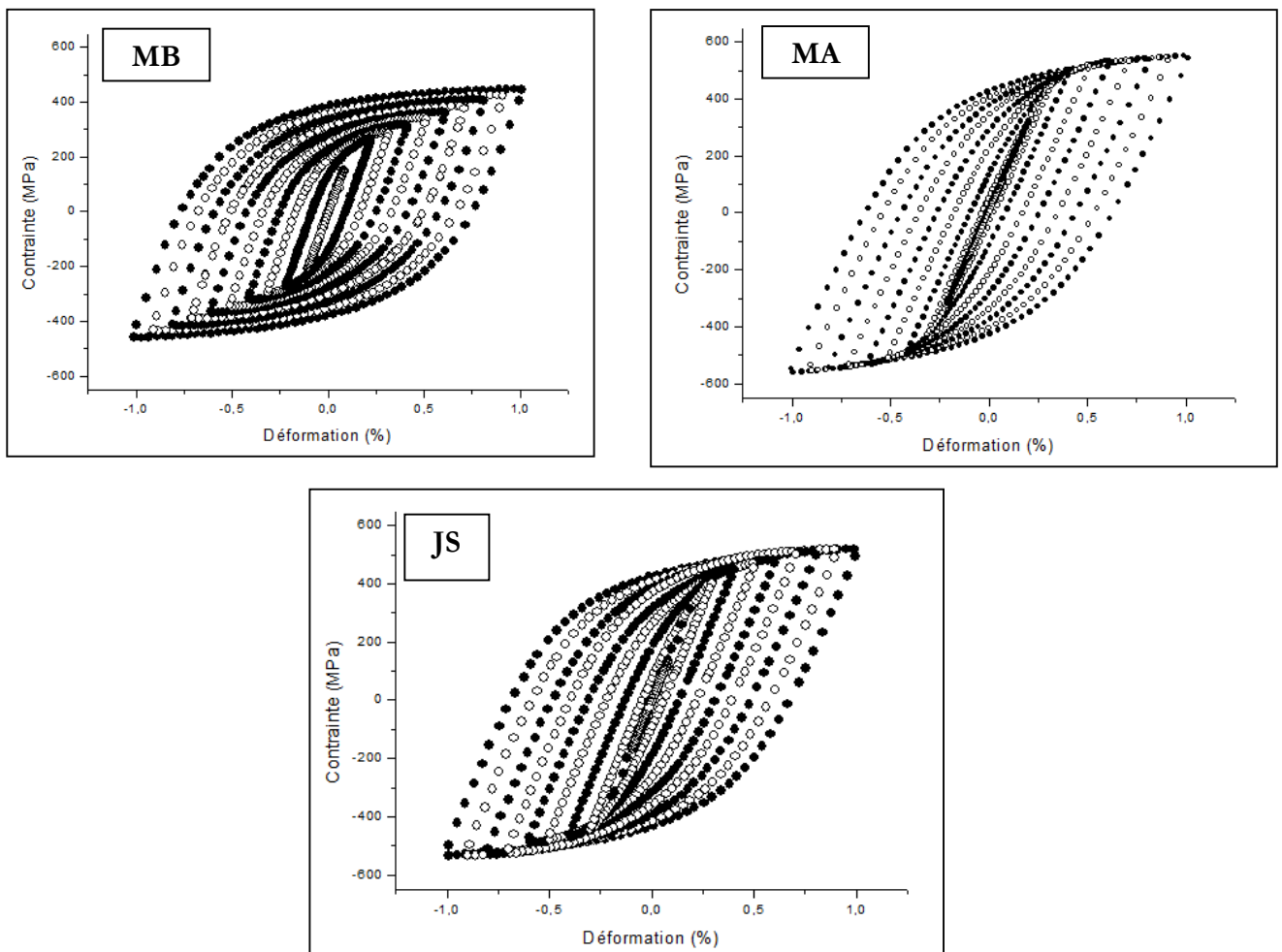


Figure III-6 : Alloy28 - Courbes d'écrouissage cyclique

Pour les 3 éprouvettes testées, le cycle stabilisé à 0,1% de déformation totale imposée est presque fermé ce qui indique qu'à ce niveau de déformation, le matériau ne se plastifie quasiment pas cycliquement. Pour des valeurs de  $\Delta\epsilon_t/2$  imposées plus élevées, les boucles s'ouvrent largement montrant une plasticité élevée.

Dans le but de comparer le comportement cyclique entre les trois configurations d'éprouvettes, la Figure III-7 montre des boucles stabilisées pour seulement deux niveaux de déformation imposée 0,4% et 1%. Les boucles montrent que le comportement du métal de base et du métal d'apport sont différents, avec une plasticité plus marquée dans le MB et une amplitude de contrainte plus élevée dans le MA. Cette différence est plus prononcée à faible niveau de déformation. Ceci peut être dû à la facilité de mouvement des dislocations à bas niveau de déformation dans le MB dont la microstructure présente moins de barrières métallurgiques. En outre, la présence de précipités dans le MA empêche le mouvement des dislocations donnant lieu à un niveau de contrainte plus élevé et une déformation plastique moins prononcée [Friedel, 1964]. Par contre, le comportement cyclique montre qu'il y a une similarité entre le comportement du joint soudé et les éprouvettes usinées dans le métal d'apport. Ceci peut s'expliquer par le fait que le comportement du JS est dominé par la présence du métal d'apport dans l'éprouvette.

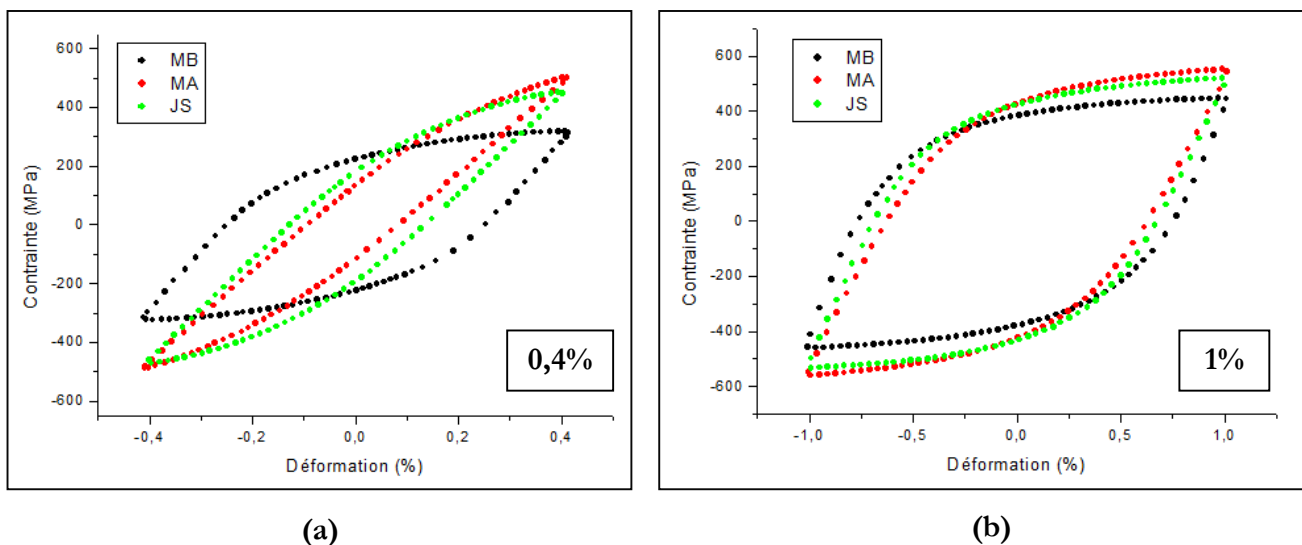


Figure III-7 : Alloy28 - Boucles stabilisées pour le MB, MA et JS, a) 0,4% ; b) 1%

On s'intéresse dans ce qui suit à identifier les lois de comportement du MB et du MA de l'acier inoxydable superausténitique à partir des boucles stabilisées. Pour traduire les relations entre les contraintes et les déformations dans un matériau, des modèles mathématiques qui lient ses différents paramètres intrinsèques sont utilisés. La déformation peut être élastique, plastique et/ou visqueuse selon les conditions de sollicitation appliquées. Pour le cas de cette étude, une loi de

comportement élasto-plastique de type Chaboche [Lemaitre et Chaboche, 1990] avec écrouissage cinématique non linéaire a été utilisée. La déformation élastique est fonction du tenseur des contraintes et des propriétés du matériau comme le module d'élasticité  $E$  et le coefficient de Poisson  $\nu$ :

$$\bar{\varepsilon}_{el} = \frac{1 + \nu}{E} \bar{\sigma} - \frac{\nu}{E} trace(\bar{\sigma}) \cdot \bar{I}_d \quad \text{Eq.III-1}$$

Le domaine élastique est défini par la fonction seuil  $f$ . Cette fonction dépend du rayon viscoplastique  $R$ , du tenseur des contraintes  $\bar{\sigma}$  et de l'écrouissage cinématique  $\bar{X}$ :

$$f = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}) - R \quad \text{Eq.III-2}$$

$$\text{Avec } J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}) = \left\{ \frac{3}{2} \left( dev(\bar{\sigma}) - dev(\bar{X}) \right) : \left( dev(\bar{\sigma}) - dev(\bar{X}) \right) \right\}^{1/2} \quad \text{Eq.III-3}$$

Le domaine de contrainte n'est élastique que lorsque cette fonction seuil est négative. L'évolution du domaine d'élasticité est gouvernée par l'évolution d'une variable scalaire  $R$  qui définit le rayon du domaine (écrouissage isotrope) et d'une variable tensorielle  $\bar{X}$  qui définit son centre (écrouissage cinématique). Les évolutions de ces deux écrouissages sont non linéaires et s'expriment par:

$$\dot{R} = b \cdot (Q - R) \cdot \dot{p} \text{ soit } R = R_0 + Q \cdot (1 - \exp(-bp)) \quad \text{Eq.III-4}$$

$$\dot{\bar{X}} = \frac{2}{3} \cdot C \cdot \bar{\alpha} \text{ avec } \dot{\bar{\alpha}} = \bar{\varepsilon}_{vp} - D \cdot \bar{\alpha} \cdot \dot{p} \quad \text{Eq.III-5}$$

$R_0$  est la contrainte d'Orowan qui correspond à la taille initiale du domaine élastique. Le coefficient  $Q$  décrit le durcissement ou l'adoucissement du matériau. En effet, dans le cas d'un coefficient  $Q$  positif, il y a un durcissement cyclique. Ce durcissement est d'autant plus rapide que la valeur de  $b$  est grande. Dans le cas où  $Q$  est négatif, il y a un adoucissement cyclique. Aux grandes valeurs de  $p$ , la valeur asymptotique de  $R$  est la somme  $R_0 + Q$ , la limite d'écrouissage isotrope. L'écrouissage cinématique  $\bar{X}$  évolue rapidement au cours des cycles pour représenter l'effet Bauschinger. Son expression peut être linéaire ( $D=0$ , loi de Prager) ou non linéaire (Armstrong-Frederick) et le paramètre  $D$  règle la vitesse de saturation de l'écrouissage. Avant déformation plastique, la valeur initiale de  $\bar{X}$  est le tenseur nul.

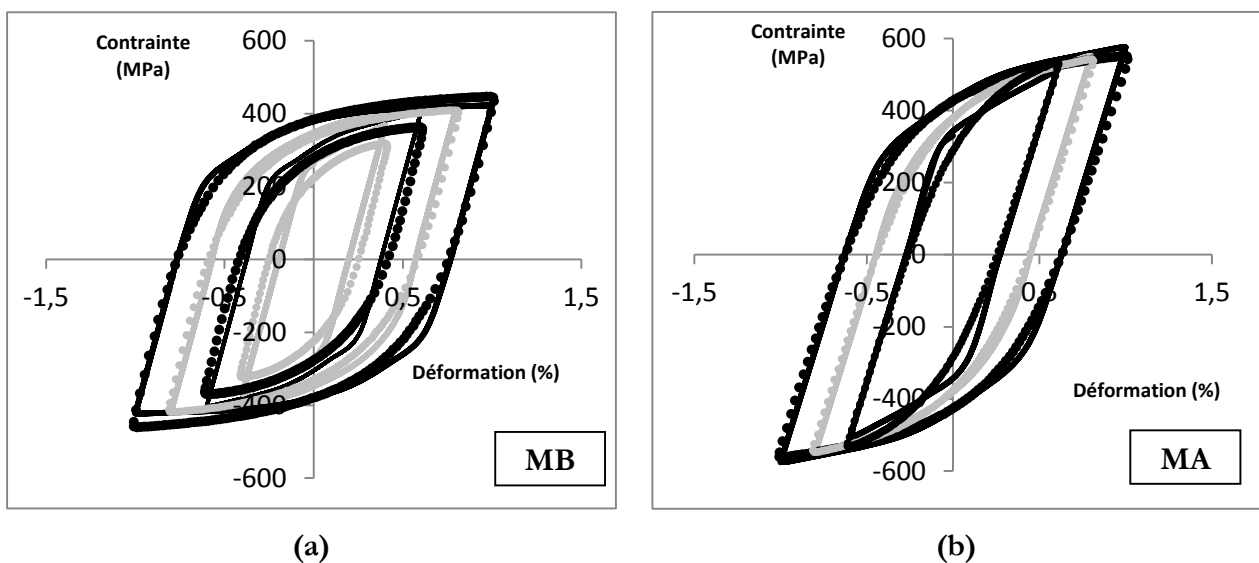
Pour décrire le comportement stabilisé du matériau, on a supposé que  $b$  et  $Q$  sont nuls et on a identifié les paramètres  $C$  et  $\gamma$  de l'écrouissage cinématique non linéaire. L'identification a été réalisée en utilisant l'optimiseur Z-Optim du logiciel ZéBuLon suivant l'algorithme de Levenberg-Marquardt [Bucher, 2004]. La méthode d'identification fait appel à une optimisation qui permet d'avoir une adéquation entre la simulation du modèle et les résultats expérimentaux. La première

étape consiste à imposer un premier jeu de paramètres qui permet de rapprocher la simulation aux résultats expérimentaux. Ce premier jeu de paramètres sert à commencer la procédure d'optimisation. Ensuite, l'algorithme applique de petites variations à chacun des paramètres et évalue l'adéquation simulation-expérience. En fonction de celle-ci, de nouvelles valeurs des paramètres sont simulées. L'itération se termine lorsque le résidu atteint son minimum.

L'identification porte seulement à la loi de comportement du MB et du MA uniquement (le comportement du JS étant similaire au MA). Les paramètres ainsi identifiés sont reportés dans le tableau III-2, et les courbes de comparaison entre simulation et expérience sont données dans les Figures III-8 a) et b). Une très bonne adéquation est obtenue entre les essais mécaniques et la simulation (c.f. annexe).

**Tableau III-2 : Alloy28 - Paramètres de la loi de comportement élasto-plastique**

Matériau		E (MPa)	R <sub>0</sub>	C	γ
Alloy28	MB	180000	300	38750	311
	MA	155000	450	45000	230



**Figure III-8 : Alloy28 - Comparaison entre expérience (●) et simulation (-) des boucles  $\sigma$ - $\epsilon$  ; a) MB ; b) MA**

Il est important de noter que les boucles montrent un fort effet Bauschinger : la limite d'élasticité dans la phase de compression est plus faible que celle obtenue en traction. Le centre du domaine d'élasticité est ainsi décalé vers les contraintes positives. L'effet Bauschinger observé à l'échelle macroscopique vient de l'hétérogénéité de la déformation plastique au sein du matériau à

l'échelle microscopique [Choteau, 1999]. Elle peut aussi se manifester à l'échelle des dislocations. Comme vu dans la partie bibliographie, les aciers inoxydables austénitiques vont avoir tendance à former, sous un chargement cyclique, des murs, des bandes de glissement persistantes et des cellules qui vont être des obstacles aux mouvements de dislocations.

L'ampleur de l'effet Bauschinger peut être évaluée en calculant le coefficient :

$$\beta_{\sigma} = \frac{\sigma_F - \sigma_R}{\sigma_F} \quad \text{Eq.III-6}$$

Où  $\sigma_F$  est la contrainte maximale et  $\sigma_R$  est la limite d'élasticité en retour. La représentation graphique des grandeurs  $\sigma_F$  et  $\sigma_R$  est effectuée sur la Figure III-9.

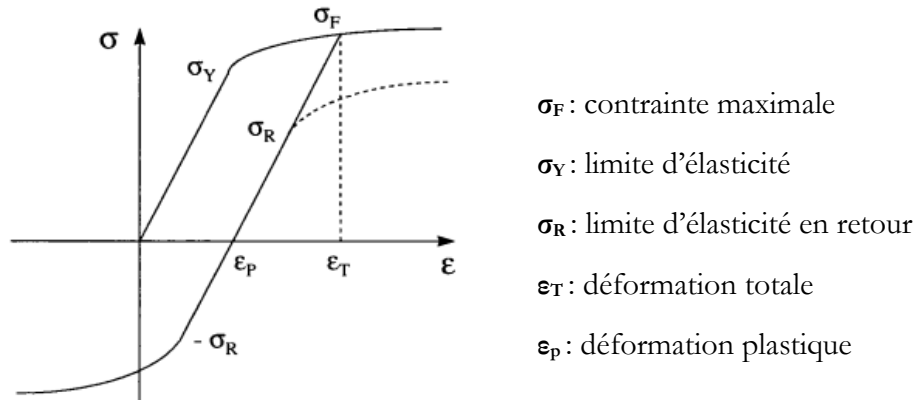


Figure III-9 : Représentation graphique des grandeurs  $\sigma_F$  et  $\sigma_R$

Notons que ces grandeurs peuvent s'exprimer en fonction des contraintes d'écrouissages cinématique  $\sigma_c$  et isotrope  $\sigma_I$  par les relations :

$$\sigma_R = \sigma_I - \sigma_c \quad \text{Eq.III-7}$$

$$\sigma_F = \sigma_I + \sigma_c \quad \text{Eq.III-8}$$

Le coefficient  $\beta_{\sigma}$  peut donc s'exprimer :

$$\beta_{\sigma} = \frac{2\sigma_c}{\sigma_c + \sigma_I} \quad \text{Eq.III-9}$$

Les valeurs obtenues pour les différentes conditions d'essais sont présentées dans le tableau III-3.

**Tableau III-3 : Alloy28 - Valeurs du coefficient  $\beta\sigma$  et  $\sigma_c$  pour différents valeurs de  $\Delta\epsilon_t/2$**

	$\epsilon_t$ (%)	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1
MB	$\beta_{\sigma}$	0,93	0,81	0,83	0,83	0,81	0,78	0,74	0,76
	$\sigma_c$ (MPa)	137	130	142	150	157	161	160	172
MA	$\beta_{\sigma}$	1	1	0,85	0,76	0,78	0,72	0,78	0,82
	$\sigma_c$ (MPa)	221	246	220	204	208	193	215	230

D'après ces résultats, on remarque que le coefficient  $\beta\sigma$  est plus élevé à bas niveau de déformation pour les deux matériaux. Par ailleurs, les valeurs de  $\beta\sigma$  obtenues sont voisines pour une même valeur de  $\Delta\epsilon_t/2$ . L'écrouissage cinématique est plus élevé à haut niveau de déformation imposée. En effet, Il atteint 172 MPa dans le cas du MB et 230 dans le cas du MA à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1\%$ .

### III.1.3.2. Loi de Ramberg-Osgood

La loi de Ramberg-Osgood permet d'avoir un lien entre la déformation plastique et la contrainte, durant un chargement monotone ou cyclique. Les coefficients d'écrouissage cyclique monotone et cyclique  $n'$  et  $K$  peuvent être déterminés à partir de la loi de la relation :

$$\epsilon_p = \frac{1}{K} (\sigma)^{\frac{1}{n'}} \quad \text{Eq.III-10}$$

Avec  $K$  et  $n'$  sont des constantes qui dépendent du matériau. Ces paramètres sont reportés sur le tableau III-4.

**Tableau III-4 : Alloy28 - Paramètres de la loi de Ramberg-Osgood**

<b>Comportement</b>	<b>Matériau</b>	<b>n'</b>	<b>K (MPa)</b>
<b>Monotone</b>	Alloy28 (MB)	0,198	925
	Alloy28 (MA)	0,1	906,53
<b>Cyclique</b>	Alloy28 (MB)	0,206	1152
	Alloy28 (MA)	0,05	709

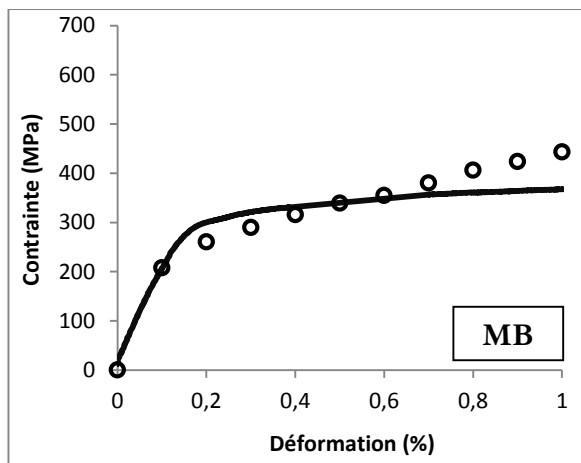
On déduit alors que le MB présente un pouvoir d'écrouissage monotone et cyclique plus élevé.

#### *III.1.3.3. Comparaison entre comportement monotone et cyclique*

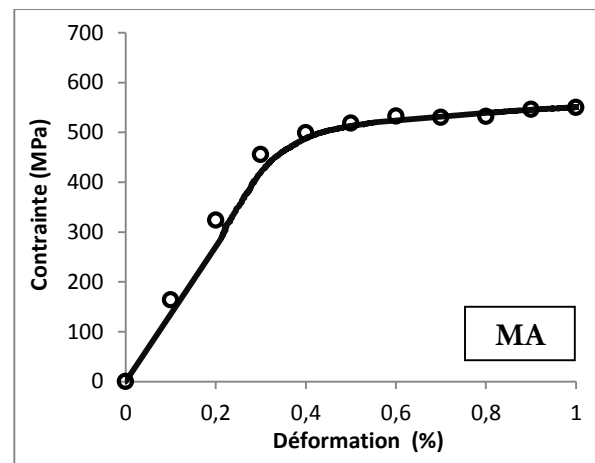
A partir des données présentées dans le tableau III-5, une comparaison entre le comportement cyclique et monotone a été effectuée pour l'Alloy28 MB et MA. Les courbes de traction cyclique sont tracées avec les courbes de traction monotones sur la Figure III-10. La comparaison entre les comportements montre que le MB présente un durcissement cyclique marqué à partir de 0,5% alors que celui du métal d'apport reste quasiment le même pour tous les niveaux de déformation imposés, ne présentant aucun écrouissage cyclique.

Tableau III-5 : Alloy28 - Valeurs de l'amplitude de contrainte cyclique et la déformation plastique à différents niveaux de déformations

Métal de base			Métal d'apport	
$\Delta\epsilon_t/2$ %	$\Delta\sigma/2$ MPa	$\Delta\epsilon_p/2$ %	$\Delta\sigma/2$ MPa	$\Delta\epsilon_p/2$ %
0,3	294	0,16	442	0,03
0,4	318,5	0,25	493	0,08
0,5	343	0,33	516	0,17
0,6	360	0,45	531,5	0,26
0,7	385	0,50	533	0,35
0,8	412	0,58	536	0,35
0,9	428,5	0,67	550	0,53
1	451	0,76	557	0,62



(a)



(b)

Figure III-10 : Alloy28 - Comparaison entre cyclique et monotone ; (a) Métal de base , (b) Métal d'apport (—monotone, o cyclique)

Les résultats obtenus sur l'Alloy28 MB sont en accord avec ceux trouvés dans les travaux de Heino et al. sur un acier superausténitique 7Mo-0,5N [Heino et al., 2001] avec un écrouissage marqué à partir d'une valeur de l'amplitude de déformation imposée de 0,7%.



**Bilan :**

- L'acier inoxydable superausténitique Alloy28 et son métal d'apport présentent des propriétés mécaniques différentes. Le MA possède des propriétés mécaniques ( $R_e$ ,  $R_{e0,2\%}$ ,  $R_m$ ) plus élevées que le MB avec une ductilité moins prononcée. Les résultats des essais de résilience confirment que le MB est plus résilient que le MA avec une énergie de rupture qui dépasse 300 J.
- Le MB présente un comportement cyclique différent du MA à faible niveau de déformation imposée, alors que le comportement se rapproche à fort niveau de déformation imposée.
- Le comportement des éprouvettes contenant un JS est dominé par le MA qui présente une résistance plus élevée que le MB.
- Le MB et MA présentent un effet Bauschinger très marqué, notamment à faible niveau de déformation imposée.
- Le MB présente un durcissement cyclique à partir de  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,5\%$  alors que le MA ne présente aucun écrouissage cyclique.
- Le pouvoir d'écrouissage monotone et cyclique est plus élevé dans le cas du MB que le MA.

## III.2. Acier inoxydable austéno-ferritique soudé

### III.2.1. Comportement monotone

Les courbes de traction de l'acier inoxydable duplex, métal de base et métal d'apport, sont présentées sur la Figure III-11. On remarque que le métal de base a des caractéristiques mécaniques plus faibles que le métal d'apport en termes de limite d'élasticité et de résistance à la traction. Les propriétés mécaniques de chaque matériau sont données dans le tableau III-6.

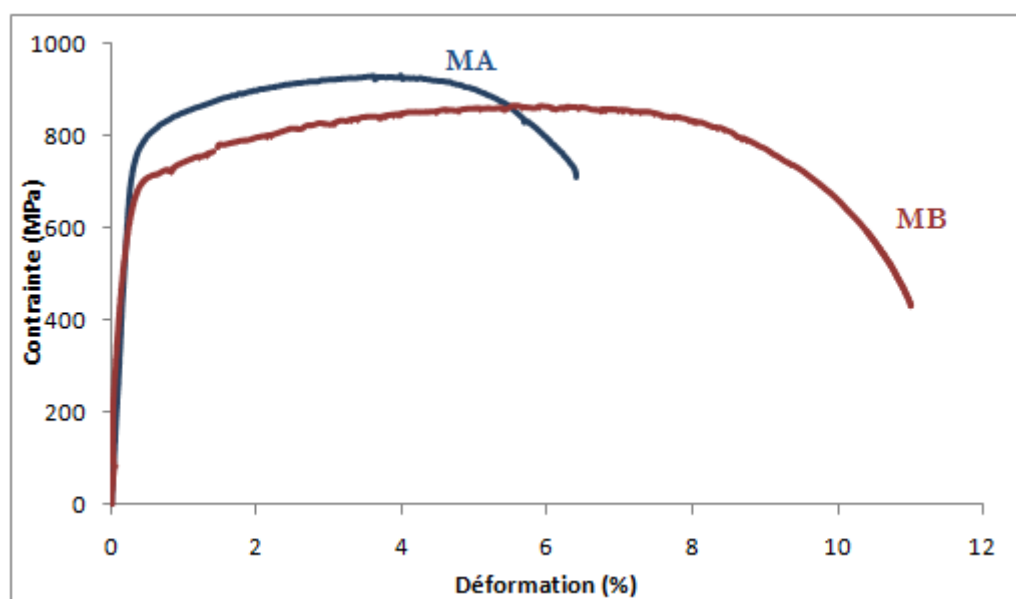
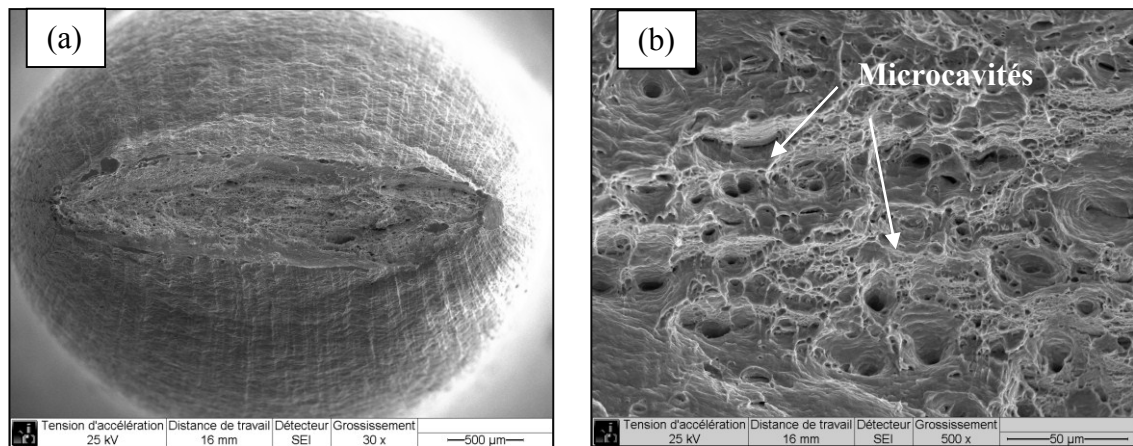


Figure III-11 : Duplex - Courbes de traction MB et MA

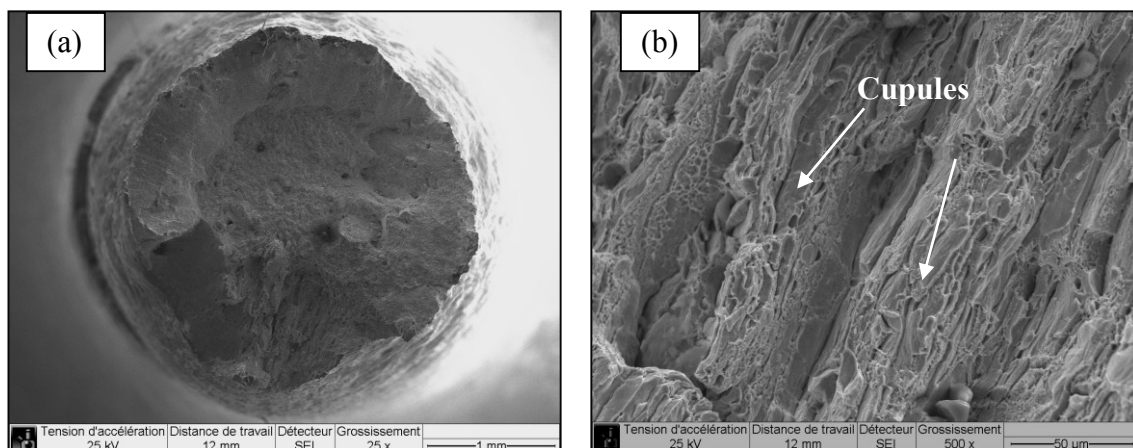
Tableau III-6 : Duplex - Propriétés mécaniques de l'acier inoxydable, MB et MA

	E (GPa)	R <sub>e</sub> (MPa)	R <sub>p0,2%</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	Z(%)	A(%)
<b>MB</b>	189	400	610	850	93	11
<b>MA</b>	187	650	700	950	57	6,3

Des observations MEB des surfaces de rupture de traction du MB et du MA sont présentées dans les Figures III-12 et III-13 respectivement. Le métal de base est plus ductile que le métal d'apport. La striction est différente entre les deux matériaux. De nombreuses microcavités de différentes tailles sont présentes sur la surface de rupture du MB ainsi que de nombreuses cupules sur la surface de rupture du métal d'apport ce qui confirme le caractère ductile des deux matériaux.



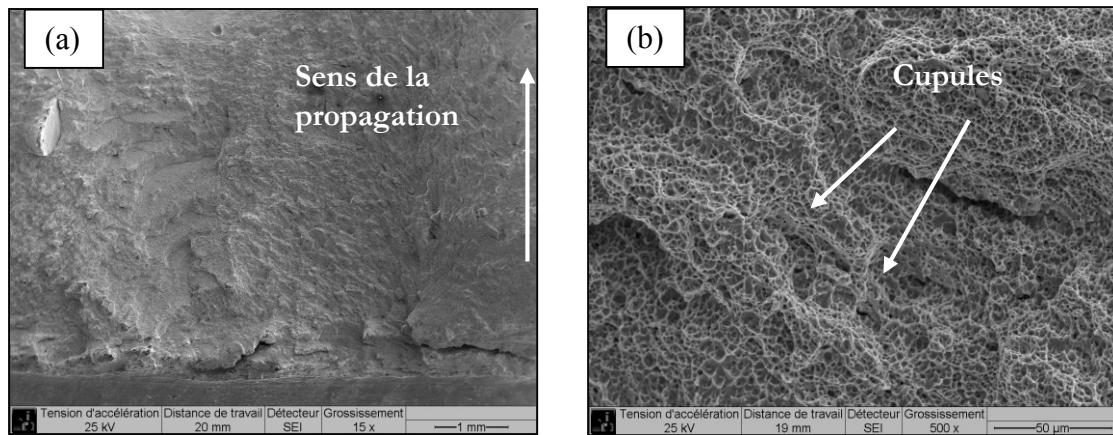
**Figure III-12 : Duplex MB - Observation MEB du faciès de rupture ; a) vue générale, b) zoom sur le centre**



**Figure III-13 : Duplex MA - Observation MEB du faciès de rupture ; a) vue générale, b) zoom sur le centre**

### III.2.2. Essais de résilience

Les essais de résilience montrent que le MB est beaucoup plus résilient que le MA, ce qui confirme les résultats des essais de traction. L'éprouvette usinée dans le métal de base ne se rompt pas, par contre, l'éprouvette entaillée dans le MA montre un mode de rupture moins ductile. La valeur de la résilience du MB ainsi déterminée est supérieure à 300 J, alors que celle du MA n'atteint que 110 J.



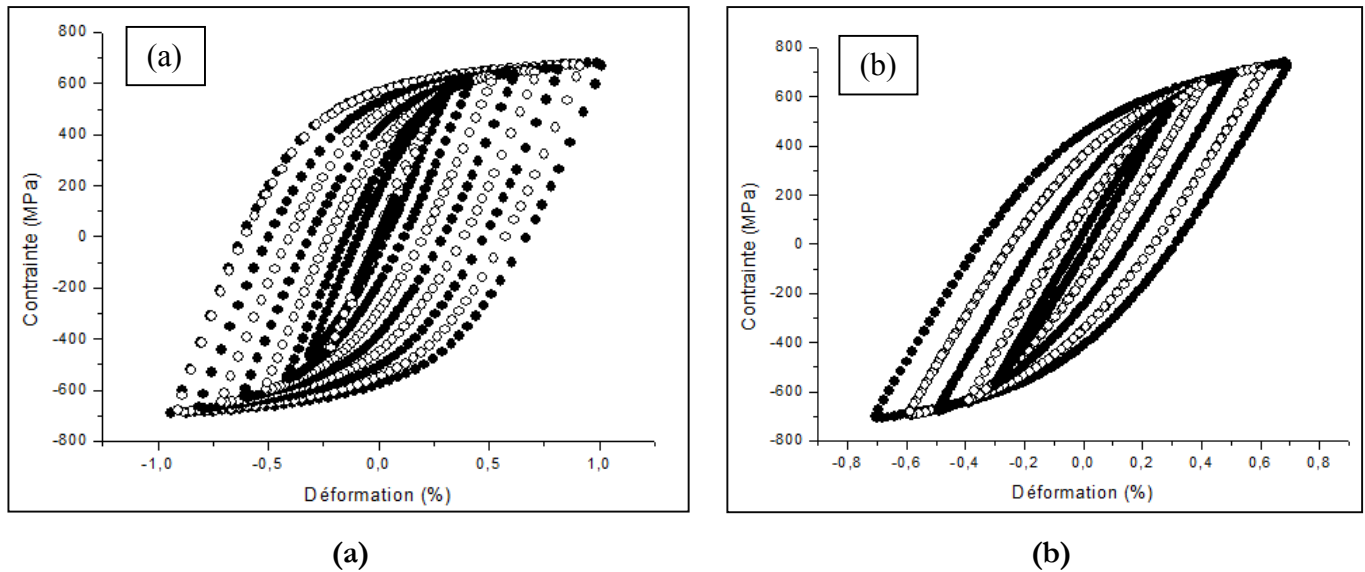
**Figure III-14 : Duplex MA - Observation MEB du faciès de rupture de résilience ;a) vue générale, b) zoom sur le centre du faciès**

Les observations MEB du faciès de rupture de l'éprouvette entaillée dans le MA sont présentées sur la Figure III-14. Ces figures montrent la présence de nombreuses cupules caractéristiques d'une rupture ductile.

### III.2.3. Lois d'écrouissage cyclique

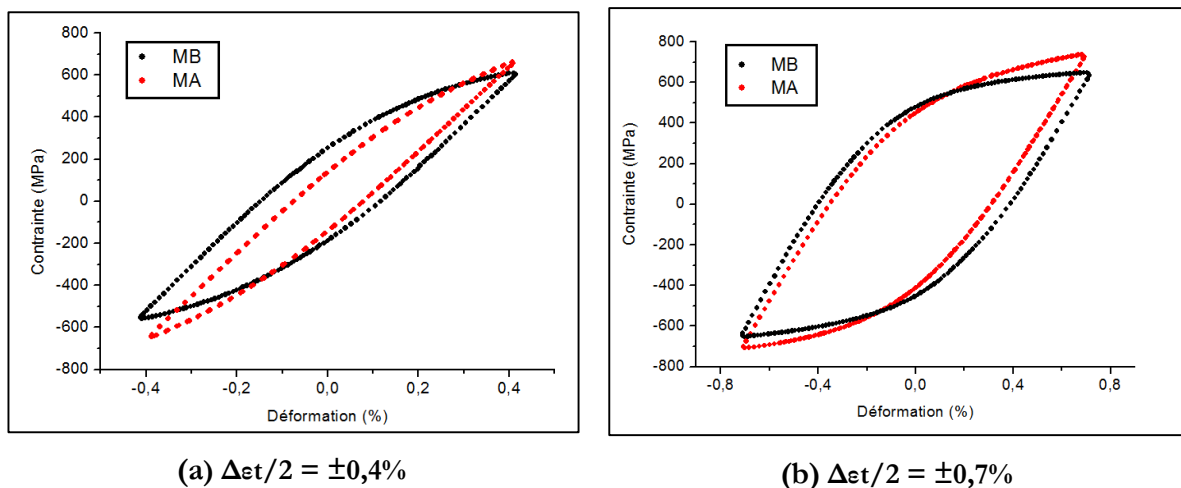
#### III.2.3.1. Boucles contrainte-déformation

Des essais d'écrouissage cyclique ont été effectués sur l'acier inoxydable austéno-ferritique dans le but de caractériser cycliquement le matériau et de comparer le comportement entre le métal de base et le métal d'apport. Les boucles d'hystérésis ainsi présentées sur la Figure III-15 sont des boucles stabilisées après 50 cycles. Les niveaux de déformations imposées sur le MB sont compris entre 0,1 et 1% par pas de 0,1% après la stabilisation des boucles contrainte-déformation. L'éprouvette usinée dans le métal d'apport a été testée en imposant des niveaux de déformation compris entre 0,3% et 0,7% avec le même pas de déformation imposée.



**Figure III-15 : Duplex - Courbes d'écrouissage cyclique de l'acier inoxydable ; a) métal de base ; c) métal d'apport**

Sur les Figures III-16 a) et b) sont présentées les boucles contrainte-déformation stabilisées à 0,4% et 0,7% de déformation totale imposée. Le comportement à haut niveau de déformation imposée est quasiment similaire entre le MB et le MA, en termes d'amplitude de contrainte et de déformation plastique. Par contre, on notera une différence en termes de déformation plastique pour les bas niveaux de déformation imposée, avec une dissymétrie de la boucle.



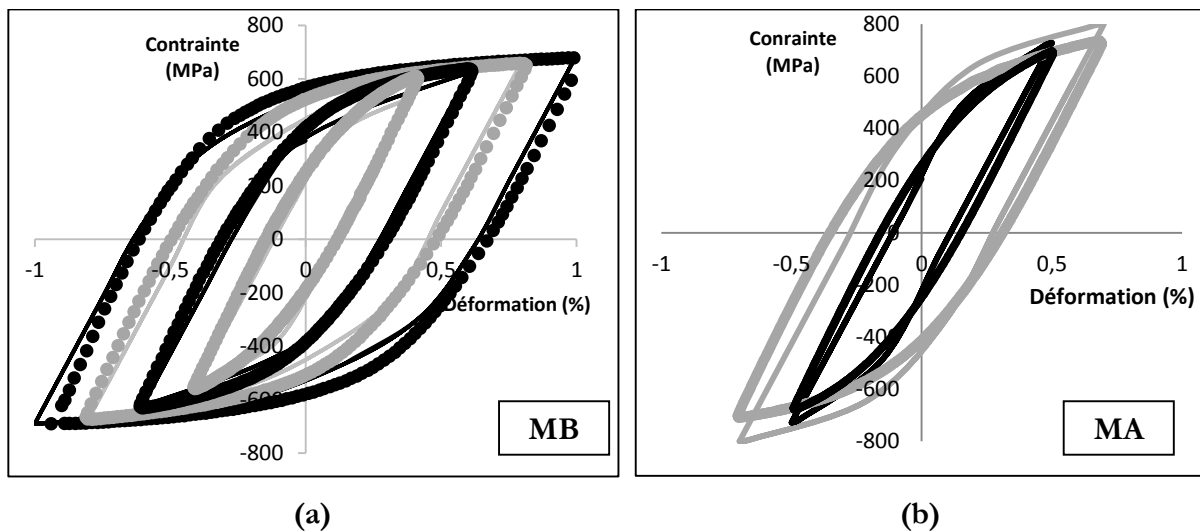
**Figure III-16 : Duplex - Boucles stabilisées pour le métal de base, métal d'apport et métal d'apport**

Les boucles stabilisées ont permis d'identifier les lois de comportement du MB et du MA en utilisant la méthode d'optimisation citée dans le cas de l'Alloy28. Les paramètres de l'écrouissage

cinématique non linéaire ainsi identifiés sont présentés dans le tableau III-7. Une très bonne adéquation est obtenue entre les essais mécaniques et la simulation (c.f. Figure III-17 et annexe).

**Tableau III-7 : Duplex- Paramètres de la loi de comportement élasto-plastique**

Matériau		E (MPa)	R <sub>0</sub>	C	γ
Duplex	MB	189000	450	75000	300
	MA	187000	650	85000	400



**Figure III-17 : Duplex - Comparaison entre expérience (●) et simulation (-) des boucles  $\sigma$ - $\epsilon$  ; a) MB ; b) MA**

Les boucles stabilisées montrent un effet Bauschinger élevé, de ce fait, il est intéressant de déterminer son ampleur ainsi que la valeur de l'écrouissage cinématique. Le tableau III-8 présente les coefficients représentatifs de ces paramètres à partir des cycles stabilisés de l'acier inoxydable duplex et le métal d'apport.

**Tableau III-8 : Duplex - Valeurs du coefficient  $\beta_\sigma$  représentatif de l'ampleur de l'effet Bauschinger et de l'écrouissage cinématique  $\sigma_c$  obtenu à partir du cycle stabilisé**

	$\epsilon_t$ (%)	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1
<b>MB</b>	$\beta_\sigma$	0,65	0,74	0,76	0,79	0,73	0,77	0,78	0,76
	$\sigma_c$ (MPa)	186	228	238	254	238	254	263	260
<b>MA</b>	$\beta_\sigma$	1,46	1,11	1,07	1,11	1,13	-	-	-
	$\sigma_c$ (MPa)	409	368	374	400	420	-	-	-

Dans le cas des aciers duplex, l'effet Bauschinger est lié aux contraintes internes induites par les différences de contraintes d'écoulement entre la ferrite et l'austénite. Il est plus marqué dans le MA que dans le MB. Le coefficient  $\beta_\sigma$  atteint 1,46 à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$  ce qui atteste d'un très fort effet Bauschinger. L'effet Bauschinger élevé dans le MA est dû à la forte hétérogénéité de déformation et à la densité de dislocations élevée, un résultat qui provient du procédé de soudage. L'ampleur de l'effet Bauschinger est quasiment constante dans le MB pour tous les niveaux de déformation imposée. Par contre, l'écrouissage cinématique augmente avec le niveau de déformation imposée pour le cas des deux matériaux. L'augmentation de l'ampleur de l'effet Bauschinger en fonction de l'amplitude de déformation se traduit par l'augmentation de l'écrouissage cinématique en fonction de la déformation [Le Roux, 1999].

### III.2.3.2. Loi de Ramberg-Osgood

L'identification de la loi de Ramberg-Osgood a été effectuée sur l'acier inoxydable austéno-ferritique MB et MA. Les paramètres ainsi identifiés sont présentés dans le tableau III-9 :

**Tableau III-9 : Duplex - Paramètres de la loi de Ramberg-Osgood**

	Matériau	n'	K (MPa)
<b>Monotone</b>	MB	0,0774	985,5
	MA	0,0566	1046,6
<b>Cyclique</b>	MB	0,1138	1222,7
	MA	0,0481	948,6

Les résultats montrent qu'il n'y a pas beaucoup de différence entre le pouvoir d'écrouissage monotone du MB et du MA. Par contre, le pouvoir d'écrouissage cyclique du MB est plus élevé que celui du MA.

### III.2.3.3. Comparaison monotone-cyclique

Les courbes d'écrouissage cyclique en traction-compression sont tracées avec les courbes de traction monotone sur la Figure III-18 à l'aide des données du tableau III-10. La comparaison entre le comportement monotone et cyclique révèle un très léger adoucissement.

**Tableau III-10 : Duplex - Valeurs de l'amplitude de contrainte cyclique et la déformation plastique à différents niveaux de déformations**

$\Delta\epsilon_t/2 \%$	Métal de base		Métal d'apport	
	$\Delta\sigma/2$ MPa	$\Delta\epsilon_p/2 \%$	$\Delta\sigma/2$ MPa	$\Delta\epsilon_p/2 \%$
<b>0,3</b>	519	0,06	565	0,002
<b>0,4</b>	583	0,13	653	0,05
<b>0,5</b>	614	0,21	688	0,13
<b>0,6</b>	637	0,30	708	0,22
<b>0,7</b>	649,5	0,39	723	0,33
<b>0,8</b>	664	0,48	-	-
<b>0,9</b>	679	0,59	-	-
<b>1</b>	685	0,64	-	-



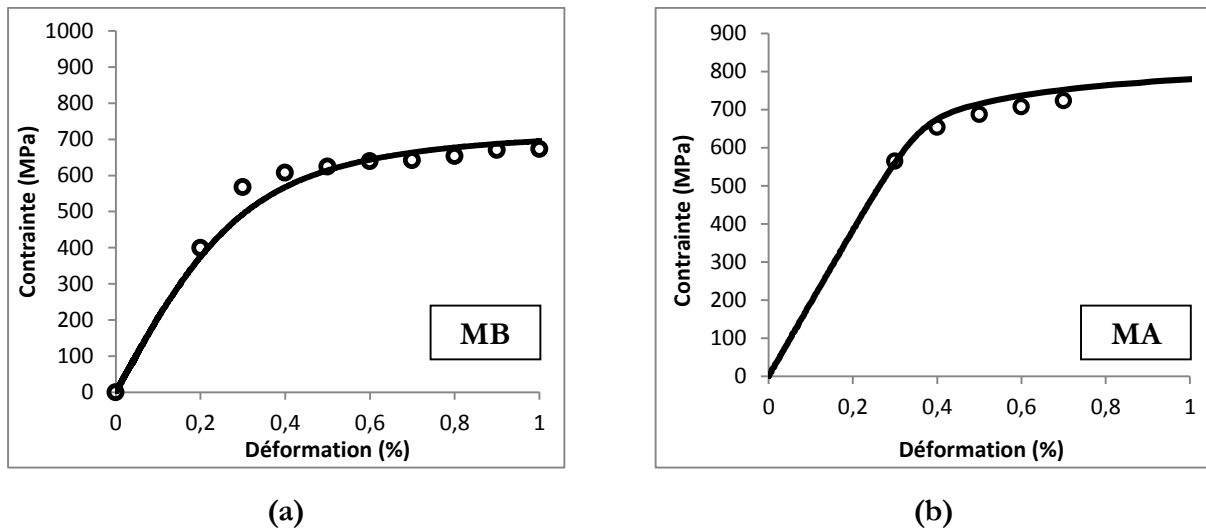


Figure III-18 : Duplex - Comparaison entre comportement cyclique et monotone ; a) Métal de base ; b) Métal d'apport ; (—monotone, o cyclique)

#### **Bilan :**

- Le comportement monotone en traction de l'acier inoxydable duplex est différent de son métal d'apport. En effet, le MA a des propriétés mécaniques plus élevées que le MB avec une ductilité moins prononcée. Les essais de résilience montrent que le MA est plus fragile que le MB.
- A bas niveau de déformation imposée, le comportement du MB est différent que le MA. Ceci est dû à l'incompatibilité de déformation entre grains austénitiques et ferritiques dans les deux matériaux et à la différence de structure de dislocations entre les deux phases existante dans l'acier inoxydable. A fort niveau de déformation, le comportement est quasi-similaire montrant une légère différence en termes de contrainte et déformation plastique entre MB et MA.
- Le MA présente un effet Bauschinger élevé qui atteint une valeur de 1,46 à faible niveau de déformation.
- L'acier inoxydable duplex et sa soudure présentent un très léger adoucissement cyclique.
- Le pouvoir d'écrouissage monotone du MB et MA est très proche.

Les résultats présentés dans ce chapitre seront des outils d'analyse pour la compréhension du phénomène de fatigue oligocyclique ainsi que la fissuration sous plasticité confinée dans les matériaux de l'étude.





**CHAPITRE IV :**  
**FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES**  
**ACIERS INOXYDABLES SOUDES**



## IV. Fatigue oligocyclique des aciers inoxydables soudés

Des essais de fatigue oligocyclique sous déformation imposée ont été effectués sur les deux nuances d'aciers inoxydables de l'étude et leur soudure. Deux configurations différentes sont adoptées pour chaque acier étudié ; une éprouvette usinée dans le métal de base et une éprouvette qui contient un joint soudé au centre de la partie utile comme présenté dans le chapitre II. Le cordon de soudure est placé entre les couteaux de l'extensomètre dans le but d'étudier le comportement cyclique du métal d'apport. Tous les essais ont été menés avec une vitesse de déformation de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . L'étude de l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement cyclique du MB et du JS durant 300 cycles a été effectuée. Une étude de l'effet du sens de prélèvement sur la durée de vie a été également réalisée sur des éprouvettes prélevées dans le sens du laminage et perpendiculairement au sens du laminage.

Différents niveaux de déformation ont été imposés comme le montre le tableau IV-1.

**Tableau IV-1 : Niveaux de déformation imposés selon le prélèvement des éprouvettes**

	0,3%	0,4%	0,6%	0,8%
Métal de base L	√	√ (dupliqué)	√ (dupliqué)	√
Métal de base TL	-	√	√	-
Cordon de soudure	√	√ (dupliqué)	√ (dupliqué)	√

### IV.1. Fatigue de l'acier inoxydable superausténitique (Alloy28) soudé

#### IV.1.1. Comportement cyclique

Dans cette partie, les réponses cycliques en amplitude de contrainte et les durées de vie seront présentées, ainsi que le taux de durcissement et d'adoucissement correspondant à chaque niveau de déformation totale imposée.

### IV.1.1.1. Comportement cyclique du métal de base

Le comportement cyclique de l'acier inoxydable superausténitique Alloy28 est mis en évidence par les courbes de l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles. On constate, d'après les courbes de la Figure IV-1, qu'il existe un pic de consolidation cyclique au 50<sup>ème</sup> cycle pour les niveaux de déformation de 0,4% et 0,6%, et 30 et 60<sup>ème</sup> cycle pour  $\Delta\epsilon/2 = 0,3\%$  et 0,8% respectivement. Ce pic est plus marqué pour les hauts niveaux de déformation. Cette phase est suivie d'un adoucissement puis d'une stabilisation jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette. Une chute de l'amplitude de contrainte est observée à la fin de chaque essai ce qui est caractéristique de la propagation de fissures macroscopiques.

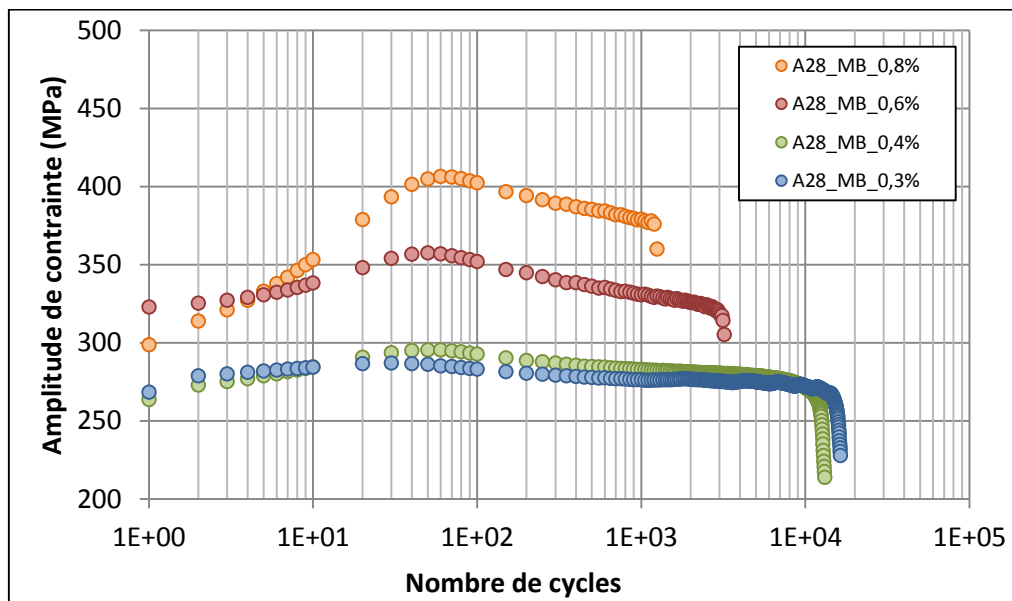


Figure IV-1 : Alloy28 MB - Evolution de l'amplitude de contrainte pour les essais conduits sous  $\Delta\epsilon/2=0,8\%$  ; 0,6% ; 0,4% et 0,3%

Dans le tableau IV-2 sont reportés  $\sigma_{1er\ cycle}$  (l'amplitude de contrainte du 1<sup>er</sup> cycle),  $\sigma_{pic}$  (l'amplitude de contrainte au pic de consolidation), et  $\sigma_{NR/2}$  (l'amplitude de contrainte qui correspond à la mi-durée de vie). Les taux de consolidation et d'adoucissement sont déterminés pour chaque niveau de déformation par les expressions suivantes:

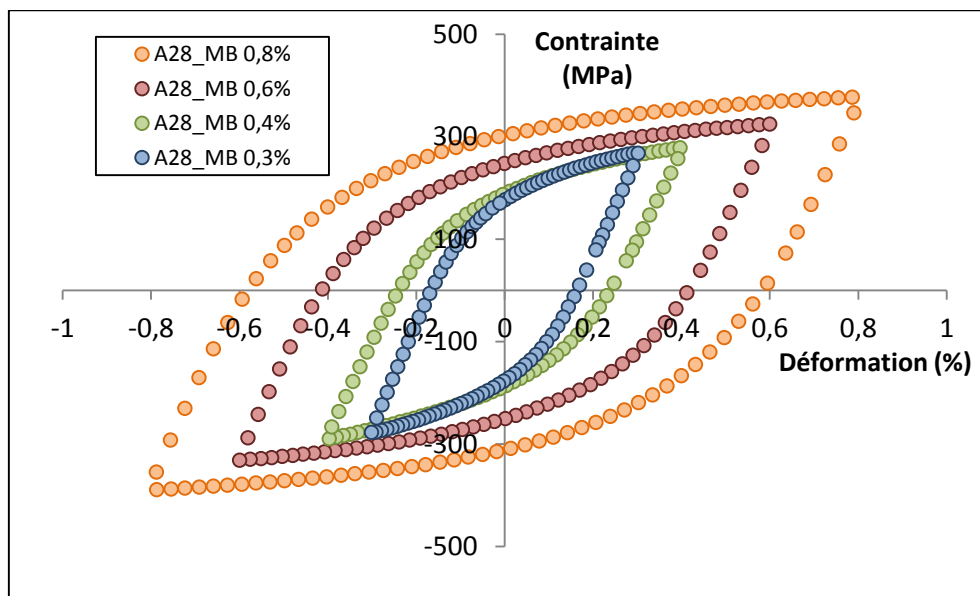
$$Taux\ de\ durcissement = \frac{\sigma_{pic} - \sigma_{1er\ cycle}}{\sigma_{1er\ cycle}} \times 100\ (\%) \quad Eq.IV-1$$

$$Taux\ d'adoucissement = \frac{\sigma_{pic} - \frac{\sigma_{NR}}{2}}{\sigma_{1er\ cycle}} \times 100\ (\%) \quad Eq.IV-2$$

**Tableau IV-2 : Alloy28 MB - Evolution des amplitudes de contrainte et des taux de durcissement et d'adoucissement selon le niveau de déformation imposée**

$\Delta\epsilon_t/2$	$\sigma_{1er\ cycle}$ (MPa)	$\sigma_{pic}$ (MPa)	Cycle pic	$\sigma_{à\ NR/2}$ (MPa)	Taux de durcissement (%)	Taux d'adoucissement (%)
$\pm 0,3\%$	268	287	30	272,6	7	5
$\pm 0,4\%$	264	296	50	277	12	6,3
$\pm 0,6\%$	323	357	50	328	10,7	8,2
$\pm 0,8\%$	299	406	60	383	36	5,7

On peut constater, à partir du tableau IV-2, que le taux de durcissement augmente avec l'amplitude de déformation imposée. Par contre, le taux d'adoucissement est quasiment inchangé entre les hauts et les bas niveaux. La contrainte stabilisée à mi-durée de vie augmente avec l'amplitude de déformation imposée. Ceci peut être observé dans les boucles contrainte-déformation stabilisées présentées sur la Figure IV-2. Comme montré au chapitre III sur les boucles contrainte-déformation déterminées à partir des essais d'écrouissage cyclique, les boucles stabilisées à mi-durée de vie sont caractérisées par une hystérésis assez marquée montrant une forte plasticité.

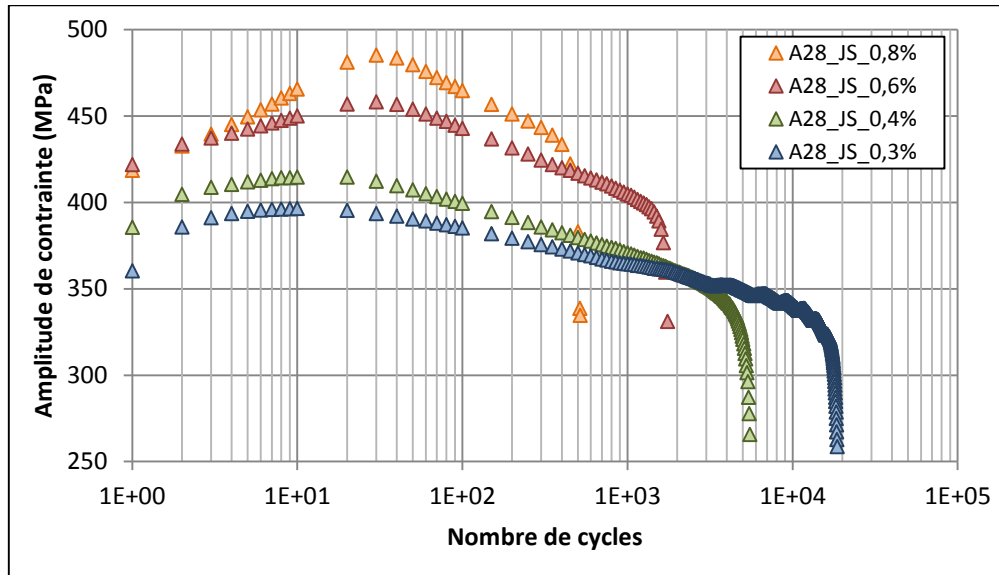


**Figure IV-2 : Alloy28 MB - Boucles contrainte-déformation de mi-durée de vie**



### IV.1.1.2. Comportement cyclique du joint soudé

Les courbes de comportement cyclique du joint soudé de l'acier inoxydable Alloy28 sont présentées sur la Figure IV-3.



**Figure IV-3 : Alloy28 JS - Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles**

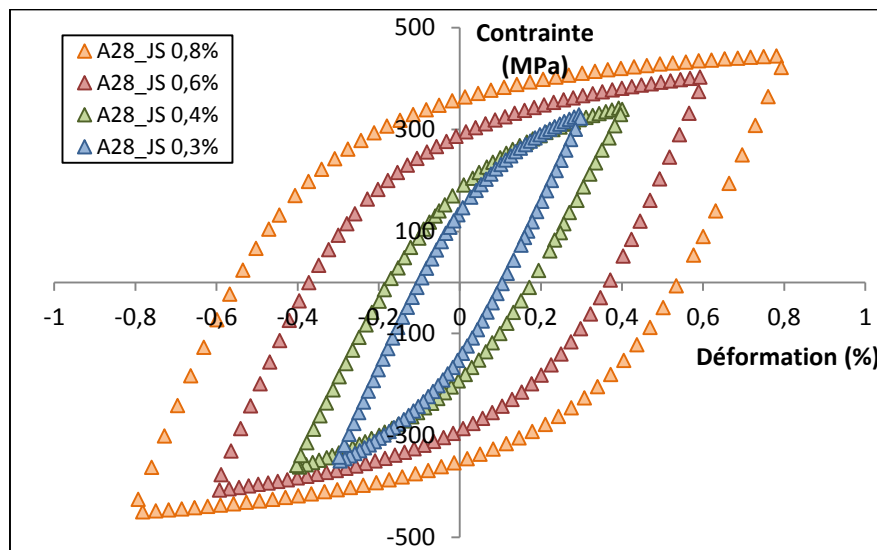
Les courbes de consolidation cyclique sont divisées en 3 phases, la première est le durcissement cyclique au 10<sup>ème</sup> cycle pour  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,3\%$  et  $0,4\%$  et au 30<sup>ème</sup> cycle pour  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,6\%$  et  $0,8\%$ , suivi d'une deuxième phase d'adoucissement jusqu'à atteindre la dernière phase qui est la rupture finale de l'éprouvette. Il est à noter que la phase de stabilisation n'est pas présente dans le JS.

Dans le tableau IV-3 sont reportés  $\sigma_{1er\ cycle}$ ,  $\sigma_{pic}$ ,  $\sigma_{NR/2}$  ainsi que le taux de durcissement et d'adoucissement.

**Tableau IV-3 : Alloy28 JS - Evolution des amplitudes de contrainte selon le niveau de déformation imposée**

$\Delta\epsilon_t/2$	$\sigma_{1er\ cycle}$ (MPa)	$\sigma_{pic}$ (MPa)	Cycle pic	$\sigma_{à\ NR/2}$ (MPa)	taux de durcissement (%)	taux d'adoucissement (%)
$\pm 0,3\%$	360	397	10	339	10	14,5
$\pm 0,4\%$	386	415	10	352	7,6	15,2
$\pm 0,6\%$	422	458	30	405	8,6	11,6
$\pm 0,8\%$	419	485	30	447	15,9	7,8

On remarque que le taux de durcissement est plus marqué pour les plus hauts niveaux de déformation imposée. Par contre, le taux d'adoucissement augmente quand l'amplitude de déformation imposée diminue. Concernant l'amplitude de contrainte stabilisée, elle augmente avec l'amplitude de déformation totale imposée. Ceci peut être également observé dans les boucles contrainte-déformation stabilisées présentées sur la Figure IV-4. Comme mentionné au chapitre III, les boucles présentent une forte plasticité marquée par l'ouverture des boucles même à 0,3% de déformation totale.



**Figure IV-4 : Alloy28 JS - Boucles contrainte-déformation à mi-durée de vie**

## IV.1.2. Analyse de la durée de vie

### IV.1.2.1. Courbes de durée de vie

Le tableau IV-4 présente les résultats des essais dupliqués pour les éprouvettes en MB et JS à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$  et  $\pm 0,6\%$ .

**Tableau IV-4 : Alloy28 - Validation des essais dupliqués**

		<b>N<sub>R1</sub> (cycles)</b>	<b>N<sub>R2</sub> (cycles)</b>	<b>N<sub>R1</sub> / N<sub>R2</sub></b>
		<b>essai 1</b>	<b>essai 2</b>	
<b>MB</b>	<b><math>\pm 0,4</math></b>	14571	14135	1,03
	<b><math>\pm 0,6</math></b>	4837	3300	1,4
<b>JS</b>	<b><math>\pm 0,4</math></b>	6135	6017	1,01
	<b><math>\pm 0,6</math></b>	2158	1937	1,11

Les essais dupliqués présentent une bonne reproductibilité, à l'exception de l'essai à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,6\%$  où on trouve une différence de 40% pour le MB, ce qui peut être considéré comme élevé pour la reproductibilité des essais de fatigue.

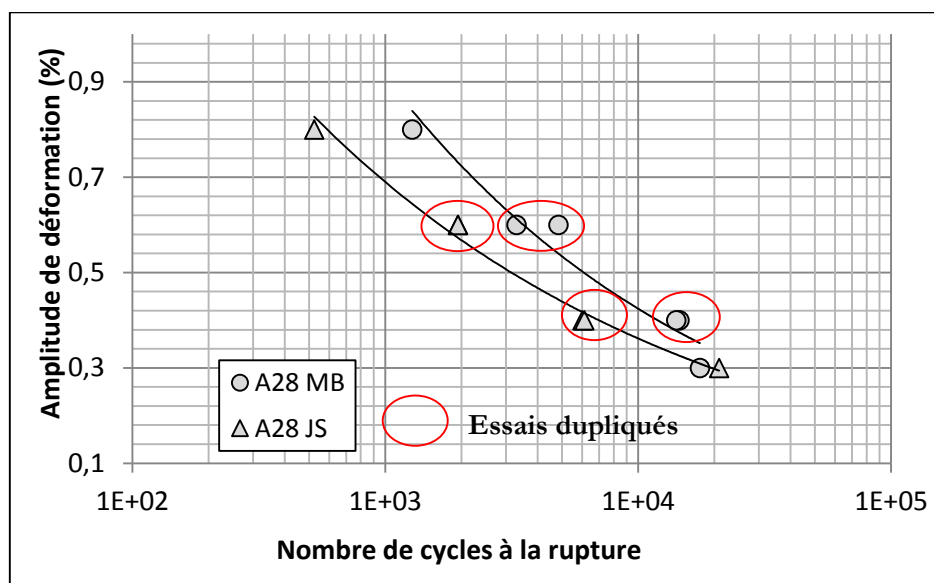
Le tableau IV-5 présente les valeurs des déformations élastiques et plastiques ainsi que les durées de vie les plus élevées du métal de base et du joint soudé, et ce pour chaque amplitude de déformation totale imposée.

**Tableau IV-5: Alloy28 - Valeurs des déformations totales, plastiques et élastiques et durée de vie**

$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	Eprouvette	$\Delta\sigma/2$ à			$N_R$	$N_{RMB}/N_{RJS}$
		mi-ddv (MPa)	$\Delta\epsilon_p/2$ (%)	$\Delta\epsilon_e/2$ (%)		
0,3	MB	272,6	0,17	0,13	17528	0,83
	JS	339,2	0,1	0,2	20879	
0,4	MB	277	0,26	0,14	14135	2,3
	JS	352	0,19	0,21	6135	
0,6	MB	328	0,42	0,18	4837	2,24
	JS	405	0,38	0,22	2158	
0,8	MB	383	0,6	0,2	1279	2,44
	JS	447	0,56	0,24	524	

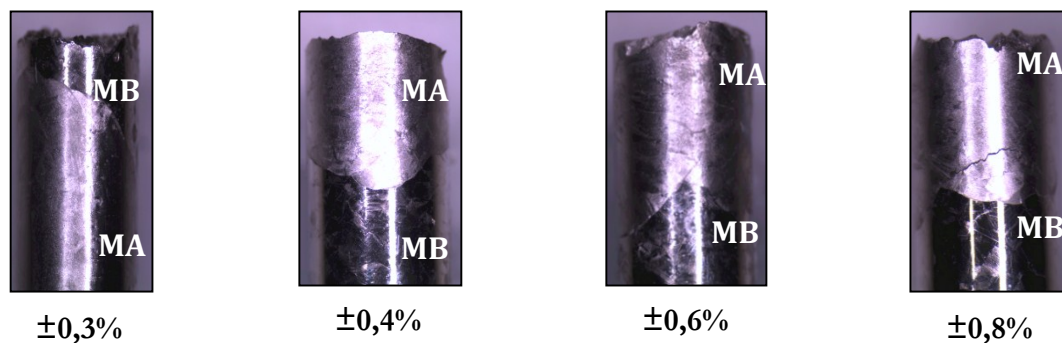
La déformation plastique du métal de base est légèrement plus élevée que celle du joint soudé pour tous les niveaux de déformations totales imposées. En conséquence, la déformation élastique est plus élevée dans le joint soudé.

A partir des données du tableau IV-5, on peut tracer les courbes de durée de vie présentées dans la Figure IV-5 sur une échelle semi-log.

**Figure IV-5 : Alloy28 MB et JS - Courbes de durée de vie**

On remarque que la durée de vie du métal de base est plus élevée que celle du joint soudé pour tous les niveaux de déformation imposée à l'exception de l'essai réalisé à  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,3\%$ . A ce niveau de déformation, le nombre de cycles à la rupture du MB semble être prématuré puisqu'il est proche de celui obtenu à  $0,4\%$  de déformation. Par ailleurs, l'essai n'a pas été dupliqué, aucune information sur la fiabilité du résultat ne peut être confirmée.

La rupture des éprouvettes se produit généralement entre les couteaux de l'extensomètre pour les deux matériaux étudiés. La Figure IV-6 présente les profils des éprouvettes de fatigue du joint soudé après la rupture.



**Figure IV-6 : Alloy28 JS -Profil des éprouvettes rompues à différents  $\Delta\epsilon_t/2$**

On remarque ainsi que la rupture apparaît au niveau du métal d'apport pour les essais effectués à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$  ;  $\pm 0,6\%$  et  $\pm 0,8\%$ .

Ces résultats sont bien en accord avec ceux obtenus dans les travaux de [Rao et al., 1993] [Brinkman et al., 1974] sur l'acier inoxydable 304 soudé. Chandra et al. [Chandra et al., 2013] ont constaté aussi que la rupture intervient dans le métal d'apport sur des éprouvettes contenant un joint soudé en acier inoxydable austénitique 316L(N).

Par contre, la rupture intervient au niveau du métal de base pour l'essai testé à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$ . Ceci peut éventuellement supposer que le métal d'apport est plus résistant à faible niveau de déformation plastique.

#### *IV.1.2.2. Approche de Manson-Coffin et Basquin*

A partir des essais de durée de vie, il est possible de déterminer la loi de fatigue de chaque matériau dans le but de prévoir le nombre de cycles à la rupture pour différents niveaux de déformation. Les lois utilisées sont celles de Manson-Coffin et de Basquin qui établissent un lien entre la déformation plastique et élastique avec le nombre de cycles à la rupture respectivement.

Les Figure IV-7 (a) et (b) présentent les courbes de Manson-Coffin et de Basquin pour le métal de base de l'acier inoxydable superausténitique Alloy28 et son joint soudé respectivement. Tous les paramètres identifiés sont rassemblés dans le tableau IV-6.

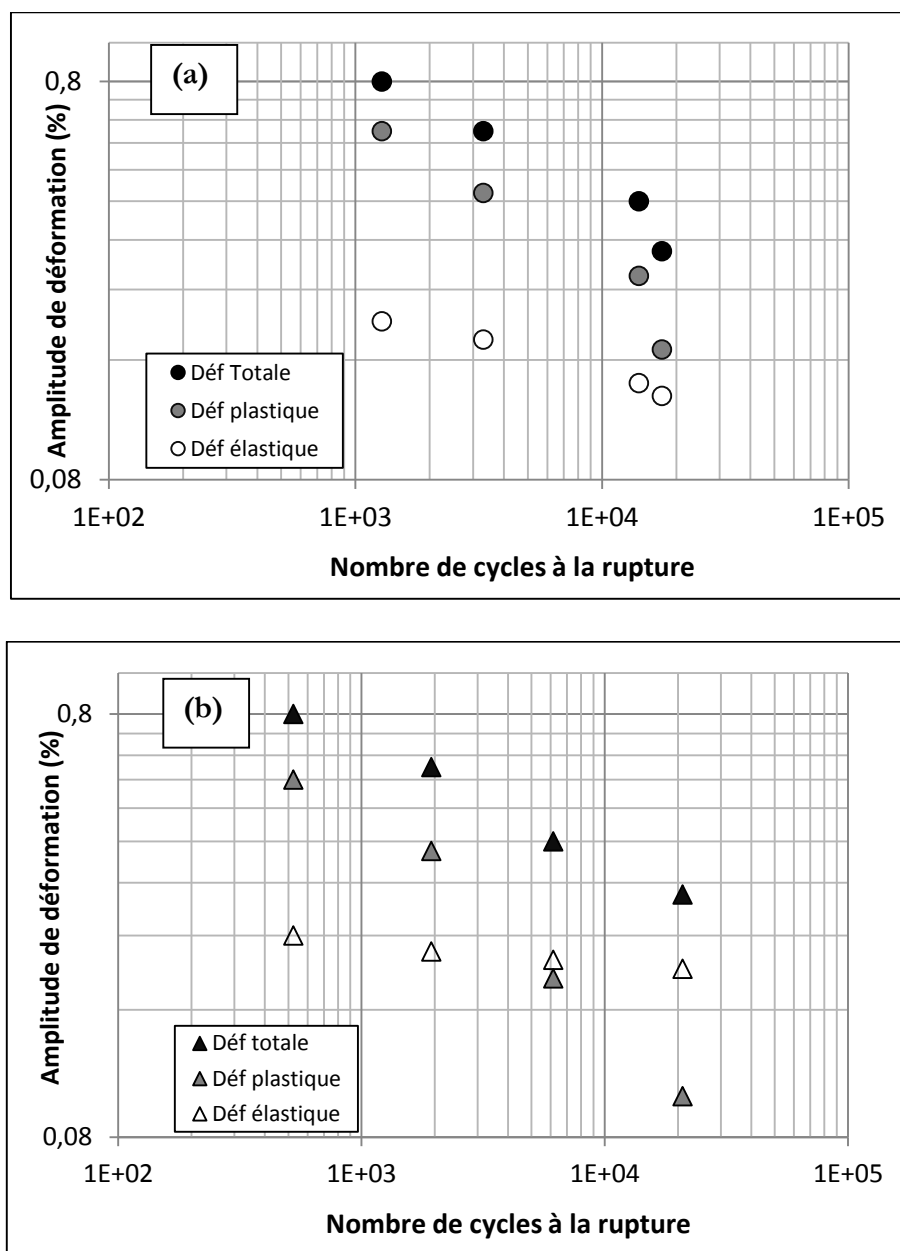


Figure IV-7 : Alloy28 - Courbes de Manson-Coffin et Basquin

a) Métal de base ; b) Joint soudé

**Tableau IV-6 : Alloy28 - Paramètres des lois de Manson-Coffin et Basquin**

	Manson-Coffin		Basquin	
	$\epsilon'f$	c	$\sigma'f$ (MPa)	b
Métal de base	0,134	-0,43	1170	-0,163
Joint soudé	0,132	-0,48	496	-0,049

Les paramètres de la loi de Manson-Coffin et Basquin de l'acier inoxydable Alloy28 métal de base sont très similaires à ceux trouvés dans les travaux de thèse de Le Pêcheur sur l'acier inoxydable austénitique 304L CLI [Le Pêcheur, 2008] ( $A = 9,9$  ;  $m = -0,372$  ;  $B = 0,28$  ;  $n = -0,11$ ).

Les paramètres ainsi identifiés sont obtenus sans tenir compte de la valeur de la durée de vie à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$ . Cependant, des travaux antérieurs ont montré qu'à faible niveau de déformation plastique, la courbe de Manson-Coffin de l'acier inoxydable superausténitique 654SMO commence à changer de pente [S. Heino et al., 2001]. Ce même phénomène a été observé également dans l'acier inoxydable AISI 316N [Polák et al., 1994]. Les auteurs ont expliqué ce changement de pente par l'activation d'un seul système de glissement à faible niveau de déformation. Par contre, ils ont démontré qu'aux fortes amplitudes de déformations imposées, de multiples systèmes de glissements sont activés.

#### *IV.1.2.3. Effet de la vitesse de déformation*

Les résultats présentés jusqu'à présent concernent des vitesses de déformation de  $d\epsilon/dt = 0,1\% s^{-1}$ . D'autres essais de comportement cyclique ont été effectués sur des éprouvettes contenant un joint soudé avec des vitesses  $d\epsilon/dt = 0,01\% s^{-1}$  pour des amplitudes de déformation  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$  et  $\pm 0,6\%$ , et sur des éprouvettes en métal de base pour une amplitude de déformation de  $\pm 0,6\%$ . La Figure IV-8 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des 300 cycles pour  $d\epsilon/dt = 0,1\% s^{-1}$  et  $0,01\% s^{-1}$ .

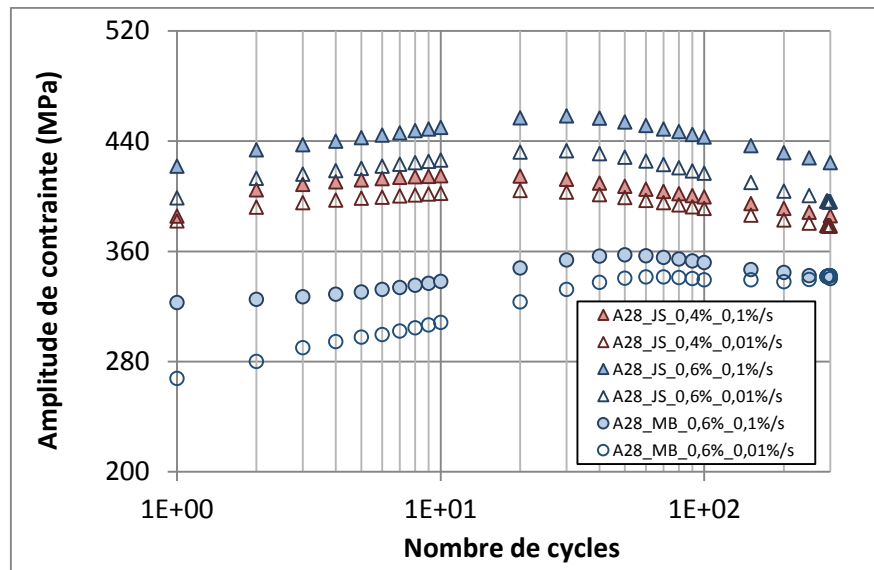


Figure IV-8 : Alloy28 MB et JS - Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction de la vitesse de déformation (0,1% s<sup>-1</sup> et 0,01% s<sup>-1</sup>)

On constate que la diminution de la vitesse de déformation entraîne une légère baisse des contraintes dans le métal de base et le joint soudé. Ce résultat correspond à une réponse mécanique classique. Ceci révèle également une sensibilité positive des contraintes à la vitesse de déformation. Ce même résultat a été trouvé dans les travaux de De Baglion [De Baglion, 2011] sur un acier inoxydable austénitique 304L sous air et à température ambiante. Dans le tableau IV-7 sont rassemblées les contraintes au pic de consolidation dans le cas des deux vitesses de déformation. L'écart relatif entre les contraintes au pic est calculé pour les deux niveaux de déformation imposée :

$$\text{Ecart relatif (\%)} = \frac{\sigma_{pic \text{ à } 0,1\% s^{-1}} - \sigma_{pic \text{ à } 0,01\% s^{-1}}}{\sigma_{pic \text{ à } 0,1\% s^{-1}}} \times 100 \quad \text{Eq.IV-3}$$

L'écart entre le pic de consolidation du JS est plus élevé lorsque la déformation totale imposée augmente.

Tableau IV-7 : Alloy28 - Amplitude de contrainte au pic de consolidation pour les deux vitesses de déformation testées à  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,6\%$  et  $0,4\%$  et l'écart relatif

$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	$d\epsilon/dt$	$\sigma_{pic}$	Ecart relatif (%)
JS	0,4	0,1%	415
		0,01%	404
	0,6	0,1%	458,5
		0,01%	433
MB	0,6	0,1%	357
		0,01%	340



#### IV.1.2.4. Effet du sens de prélèvement

Dans le but d'étudier l'effet du sens de prélèvement des éprouvettes en Alloy28 MB sur le comportement cyclique et la durée de vie, un essai de fatigue a été réalisé sur une éprouvette prélevée dans le sens perpendiculaire au laminage des tôles (sens TL). L'essai a été effectué sous une amplitude de déformation de 0,6% et avec une vitesse de déformation  $d\varepsilon/dt = 0,1\% \text{ s}^{-1}$ . La Figure IV-9 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles pour les deux sens de prélèvement.

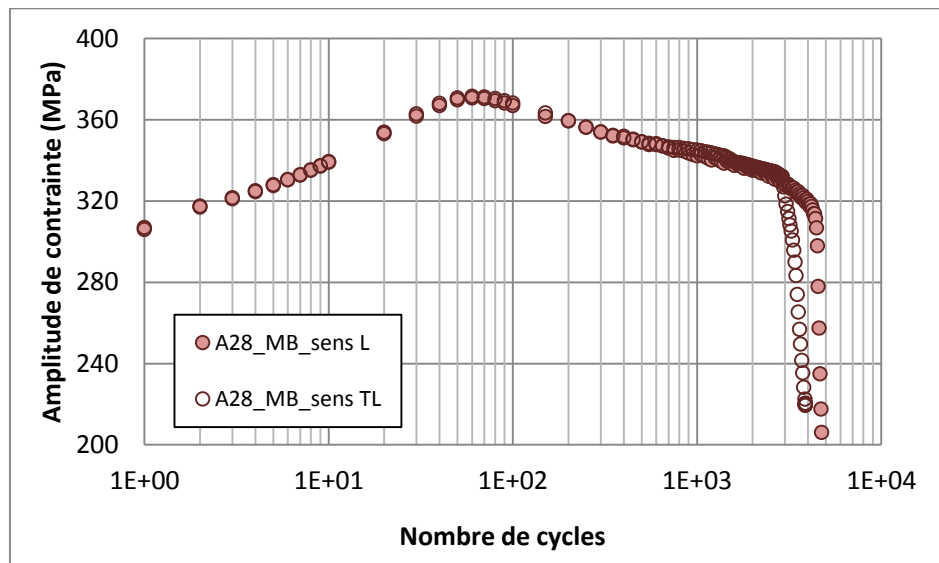


Figure IV-9 : Alloy28 MB - Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction du sens du laminage,  $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,6\%$ ,  $d\varepsilon/dt = 0,1\%$

Les deux éprouvettes possèdent un comportement cyclique identique, avec des durées de vie très proches. Ces résultats montrent que le sens de prélèvement n'a pas d'effet notable sur le comportement cyclique de l'acier inoxydable superausténitique Alloy28.

#### IV.1.3. Analyse

La comparaison des courbes de consolidation cyclique et des boucles contrainte-déformation à mi-durée de vie entre le MB et le JS de l'acier inoxydable Alloy28 est présentée sur la Figure IV-10 a) et b) respectivement.

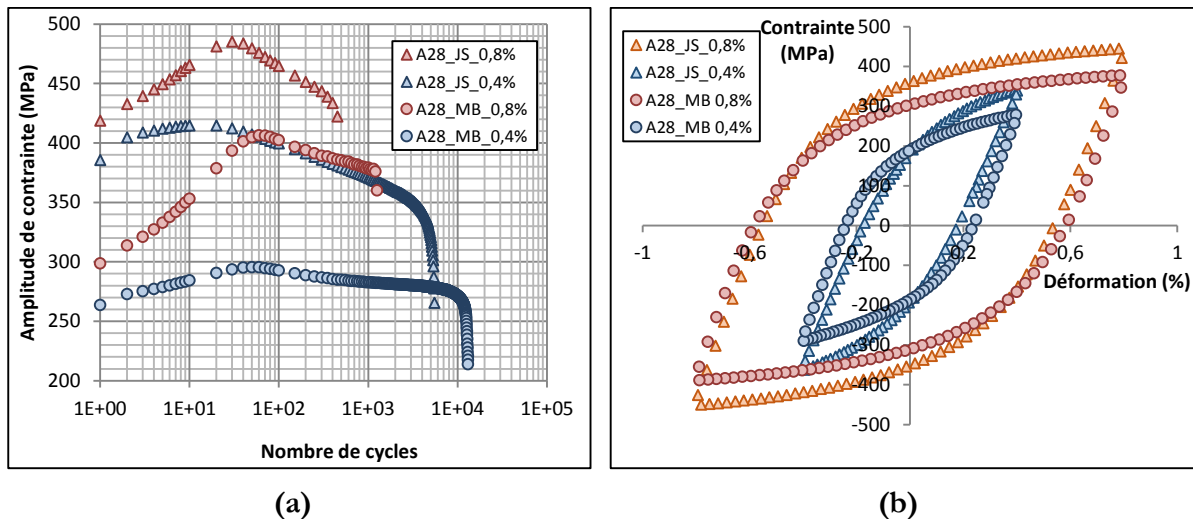


Figure IV-10 : Alloy28 MB et JS - a) Courbes de consolidation cyclique, b) Boucles  $\sigma$ - $\epsilon$  à mi-durée de vie

Conformément à ce qui a été montré par les courbes d'écrouissage cyclique présentées dans le chapitre III, le niveau de contrainte du JS est supérieur à celui du MB. La différence est d'environ 100 MPa. De plus, le joint soudé présente un pic de consolidation précoce par rapport au métal de base. Ceci a été également trouvé dans les travaux de Rao et al. sur l'acier inoxydable austénitique 304 soudé [Rao et al., 1993]. Les auteurs ont montré que le métal d'apport de l'acier inoxydable austénitique 304 contient une très haute densité de dislocations de l'ordre de  $8.10^9 \text{ cm}^{-2}$ . La présence des dislocations enchevêtrées ainsi que des particules fragiles (précipités) dans le MA sont à l'origine du durcissement précoce au cours du chargement cyclique. Par conséquent, il est probable que la présence des précipités dans le MA de l'Alloy 28 conduit également à obtenir un niveau de contrainte supérieur. Quant au taux d'adoucissement élevé du JS, il peut être expliqué par la haute densité de dislocations qui s'annihilent et se réarrangent en une structure cellulaire durant le chargement cyclique.

Outre la différence de comportement cyclique, une différence au niveau des durées de vie a été aussi mise en évidence entre les deux matériaux. Les courbes de Manson-Coffin  $\Delta\epsilon_p/2 = f(N_R)$  présentées sur la Figure IV-11 montrent que pour une même déformation plastique, le JS a une résistance à la fatigue plus faible.

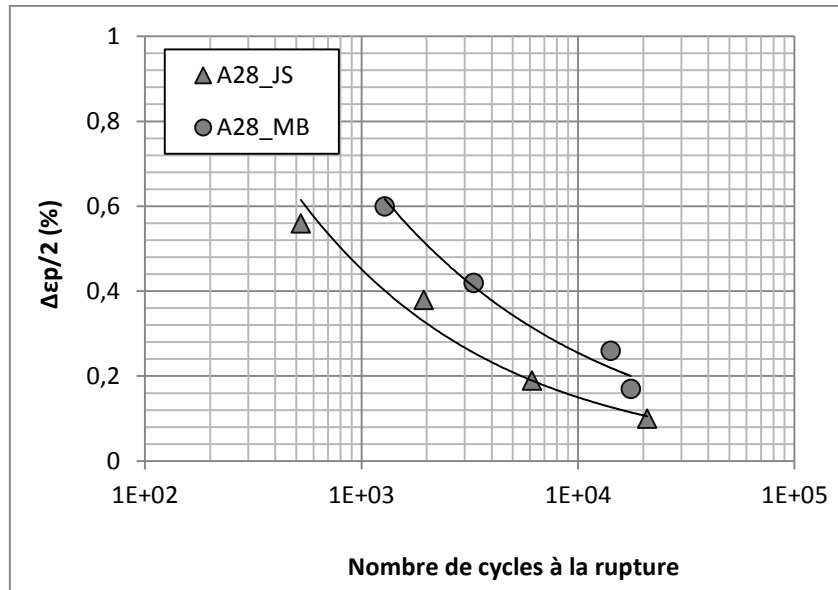


Figure IV-11 : Alloy28 MB et JS - Courbes de Manson-Coffin, Alloy28

Dans le même contexte, [Madi et al., 2004] ont montré que le MA de l'acier inoxydable 316L présente une faible durée de vie comparée à celle du métal de base. Ceci est éventuellement attribué à sa faible ductilité.

Au vu des résultats présentés dans le chapitre III, le MA de l'acier inoxydable Alloy28 est plus fragile que le MB. En effet, la présence des particules fragiles, observées dans les surfaces de rupture des éprouvettes de résilience, peuvent être considérées comme facteur favorable à l'endommagement précoce des joints soudés.

Une autre façon d'analyser les données consiste à tracer l'amplitude de contrainte stabilisée en fonction du nombre de cycles à la rupture. D'abord, on tient à comparer l'état de contrainte du MB et du JS pour les mêmes niveaux de déformation imposée. La Figure IV-12 montre que  $\Delta \sigma / 2$  est plus élevée dans les éprouvettes en JS à une même déformation totale imposée.

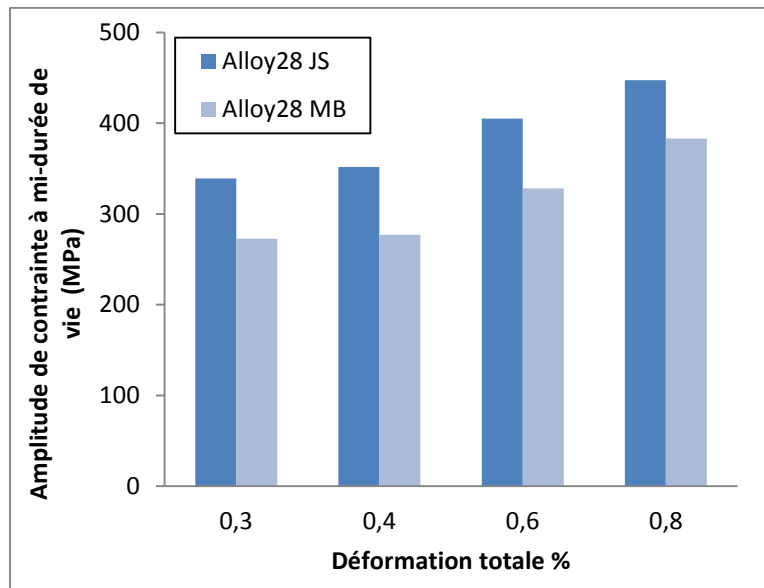


Figure IV-12 : Alloy28 MB et JS - Histogramme comparatif de l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie

Dans le but de déterminer les lois de l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycle à la rupture, des courbes  $\Delta\sigma/2 = f(N_R)$  tracées en échelle semi-logarithmique sont présentées sur la Figure IV-13.

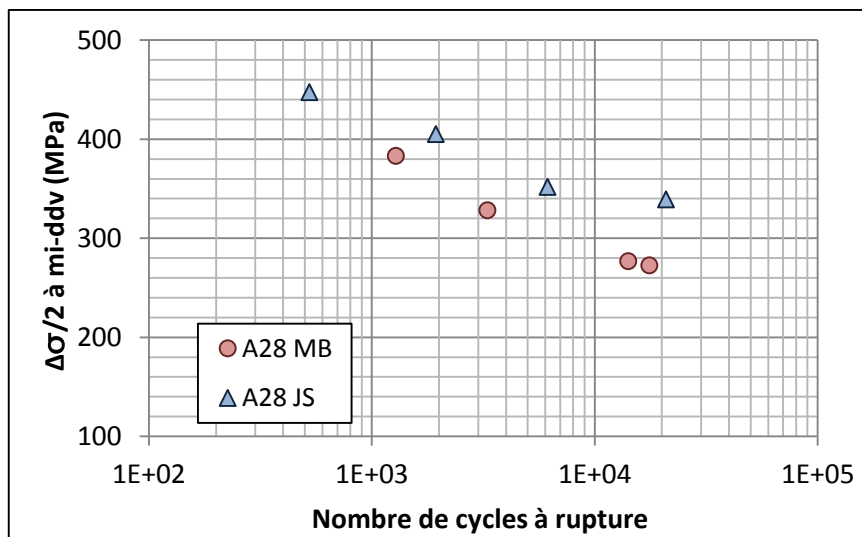


Figure IV-13 : Alloy28 MB et JS - Amplitude de contrainte stabilisée en fonction du nombre de cycles à la rupture

Les lois puissance déterminées pour les deux matériaux sont les suivantes :

$$\text{Alloy28 MB : } \frac{\Delta\sigma}{2} = 949,5.N_R^{-0,129} \quad \text{Eq.IV-4}$$

$$\text{Alloy28 JS : } \frac{\Delta\sigma}{2} = 730,8.N_R^{-0,079} \quad \text{Eq.IV-5}$$

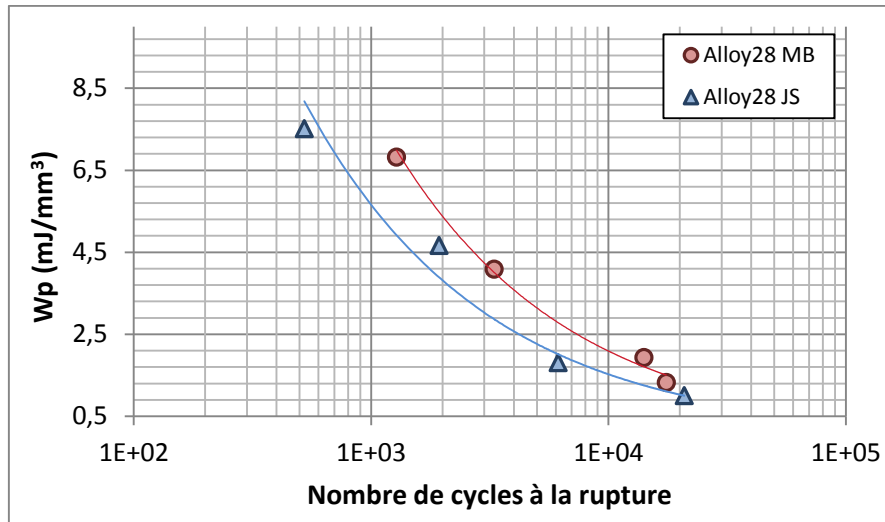
Bien que les lois soient différentes entre les deux matériaux, les amplitudes de contrainte stabilisées sont proches à haut niveau de déformation. Ceci peut expliquer que la durée de vie est gouvernée par l'amplitude de contrainte quand le niveau de déformation augmente. Par ailleurs, la divergence des courbes à bas niveau de déformation montre l'effet prononcé de la déformation plastique sur la durée de vie.

L'aire sous la boucle contrainte-déformation, étant l'énergie plastique dissipée par cycle  $W_p$ . L'analyse de cette énergie peut aussi être un paramètre d'identification du comportement en fatigue. Dans le cas de cette étude, l'énergie plastique dissipée à mi-durée de vie, qui correspond au cycle stabilisé, a été identifiée par le calcul de l'aire sous la boucle. Le tableau IV-8 présente les valeurs de l'énergie  $W_p$  pour chaque niveau de déformation imposée.

**Tableau IV-8 : Alloy28 MB et JS - Energie dissipée au cycle stabilisé pour le métal de base et le métal d'apport à différents niveaux de déformation imposée**

Amplitude de déformation totale	Matériau	Energie plastique dissipée (mJ/mm <sup>3</sup> ) à mi-durée de vie	$N_R$
0,3%	MB	1,33	17528
	JS	1	20879
0,4%	MB	1,93	14135
	JS	1,80	6135
0,6%	MB	4	3299
	JS	4,67	1937
0,8%	MB	6,82	1279
	JS	7,52	524

Pour un même niveau de déformation imposée, les aires sous la boucle stabilisée du MB et JS sont sensiblement égales. La Figure IV-14 présente la courbe énergie dissipée en fonction du nombre de cycles à la rupture.



**Figure IV-14 : Alloy28 MB et JS - Courbes de l'énergie dissipée au cycle stabilisé en fonction du nombre de cycles à la rupture**

Ainsi, d'après les courbes  $W_p = f(N_R)$ , les équations qui décrivent l'évolution de l'énergie  $W_p$  en fonction du nombre de cycles à la rupture sont :

$$\text{Alloy28 MB : } W_p = 286,5.N_R^{-0,523} \quad \text{Eq.IV-6}$$

$$\text{Alloy28 JS : } W_p = 289,4.N_R^{-0,57} \quad \text{Eq.IV-7}$$

La comparaison des courbes de durée de vie basée sur la méthode d'analyse énergétique montre qu'il n'y a pas une loi commune de prédiction de la durée de vie. En effet, pour une même énergie dissipée, la durée de vie est supérieure dans les éprouvettes Alloy28 MB.

#### IV.1.4. Mécanismes d'endommagement par fatigue

Une analyse fractographique des surfaces de rupture a été effectuée sur la base d'observations par MEB afin de mettre en évidence les processus et les mécanismes conduisant à la rupture des éprouvettes de fatigue oligocyclique. Ces observations concernent les éprouvettes en MB et JS de tous les niveaux testés. On se limite à présenter les surfaces de rupture des éprouvettes testées à bas niveau et haut niveau.

#### *IV.1.4.1. Mécanismes d'endommagement par fatigue dans le métal de base*

- **Observation des surfaces de rupture**

La Figure IV-15 présente la surface de rupture de l'éprouvette Alloy28 MB testée à  $\Delta\epsilon_t = \pm 0,4\%$ . La fractographie montre un aspect rugueux avec de très nombreuses plages planes contenant des stries de fatigue. L'examen de cette surface révèle une zone d'amorce à la surface de l'éprouvette marquée par la présence d'une zone de décohésion. Cette dernière correspond probablement à des bandes d'extrusion-intrusion. De plus, la zone de rupture montre que de nombreuses microfissures se rejoignent sur la trajectoire de la fissure principale provoquant ainsi la rupture finale. Le mode de propagation ainsi révélé est transgranulaire.

L'analyse des inter-stries dans les trois zones observées dans la surface de rupture montre que la vitesse de propagation de fissure ( $da/dN$ ) augmente avec la longueur de la fissure. En effet, quand la fissure atteint le milieu de la surface de rupture, la vitesse de propagation  $da/dN = 0,96.10^{-6}$  m/cycle alors qu'elle atteint  $3,61.10^{-6}$  m/cycle dans la zone proche de la rupture.

Les observations MEB de la surface de rupture de l'éprouvette testée à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,8\%$  sont présentées sur la Figure IV-16. La surface de rupture semble être moins rugueuse que celle testée à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$ . Une microfissure de longueur de  $150\ \mu\text{m}$  est présente sur le site d'amoçage de la fissure principale. La zone de rupture est caractérisée par la présence de fissures secondaires, caractéristiques d'un endommagement élevé.

L'analyse des interstries montre que la vitesse de propagation de fissure est nettement supérieure celle obtenue à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$  quand on atteint la zone proche de la rupture.

- **Observation des fûts des éprouvettes**

Les observations des fûts des éprouvettes Alloy28 MB ont été effectués sur les éprouvettes testées à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$  et  $\pm 0,8\%$  après rupture (Figure IV-17). Les bandes de glissements sont réparties de manière hétérogène dans les grains. En effet, elles sont rectilignes et parallèles à la direction de la fissure qui est à leur proximité.

La Figure IV-17 a) présente les 2 stades de la propagation de la fissure sur une éprouvette testée à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$ . Le stade I caractérise la propagation de la fissure selon les plans dans lesquels la contrainte de cisaillement est maximale, c'est à dire ceux dont la normale fait un angle

45° avec la direction de sollicitation. Le stade II caractérise la propagation de la fissure selon un plan perpendiculaire à la contrainte appliquée. La Figure IV-17 b), qui présente un zoom de la fissure présentée dans la Figure IV-17 a), montre que la fissure s'est ramifiée sur un joint de grain.

A haut niveau de déformation imposée (0,8%), l'endommagement est plus marqué par la présence de nombreuses bandes de glissement rectilignes, parallèles et dont l'orientation est différente d'un grain à l'autre. Par ailleurs, la présence des bandes de glissement persistantes peut être à l'origine de l'amorçage des fissures (Figure IV-17 c)). Les fissures ainsi observées présentent plus de ramifications comparées à celles observées à des niveaux de déformation plus bas. L'endommagement est marqué également par la présence d'extrusions notables (Figure IV-17 d)). Sur la Figure IV-17 e) est présentée une fissure secondaire avec plusieurs ramifications. Ces ramifications sont parallèles à l'orientation des bandes de glissement qui sont à proximité.



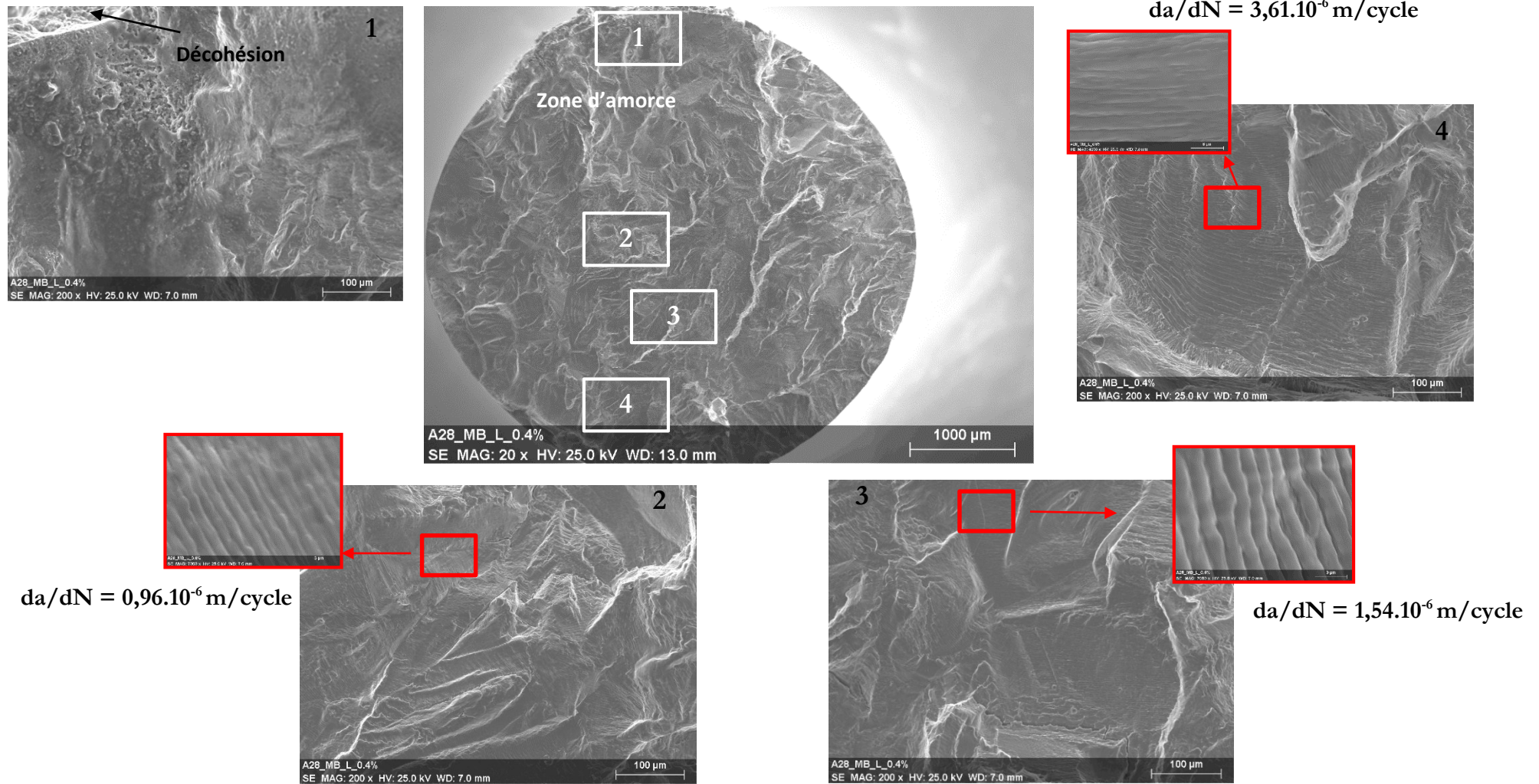
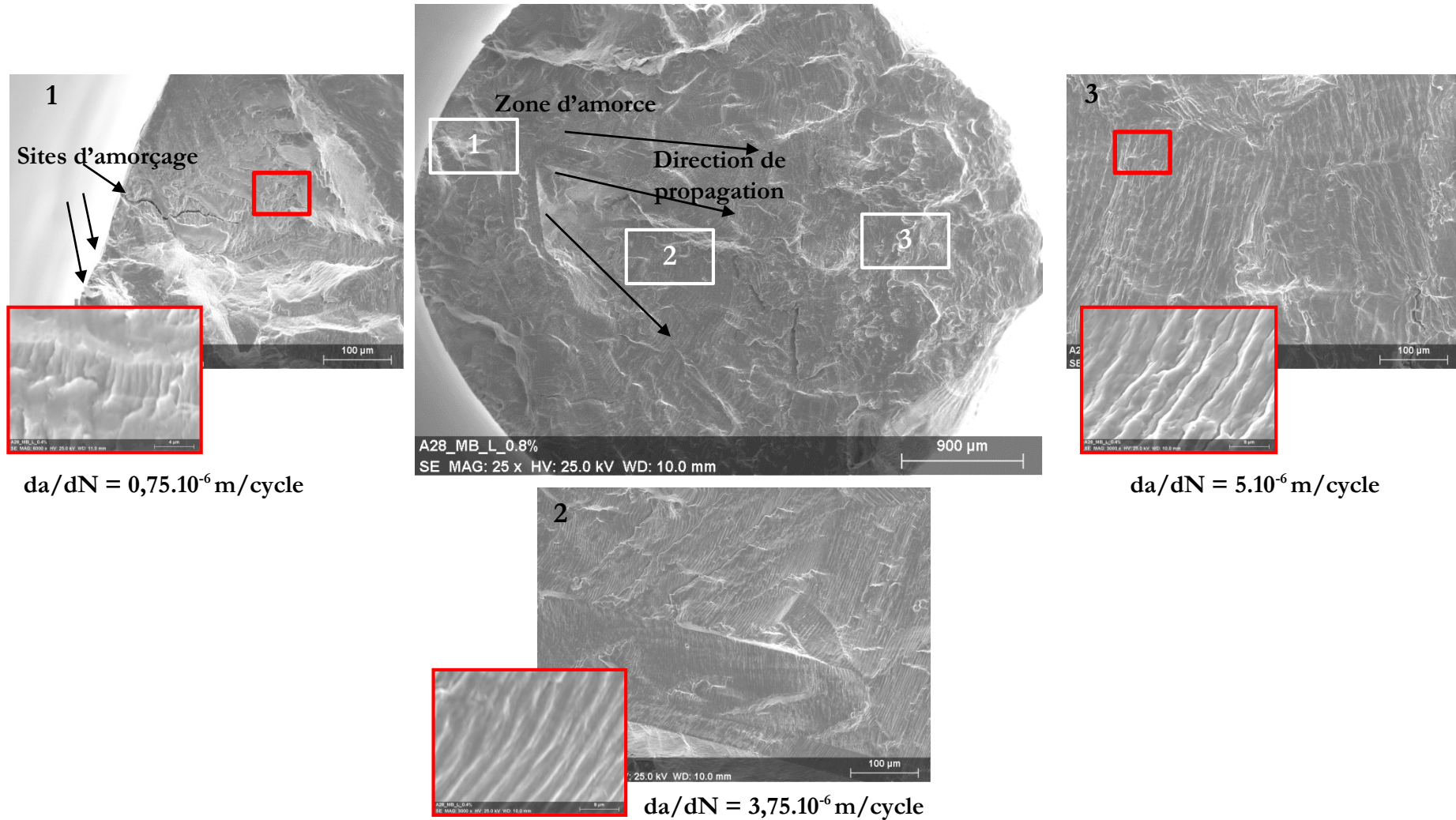


Figure IV-15 : Alloy28 MB - Observations MEB de la surface de rupture,  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,4\%$

Figure IV-16 : Alloy28 MB - Observations MEB de la surface de rupture,  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,8\%$



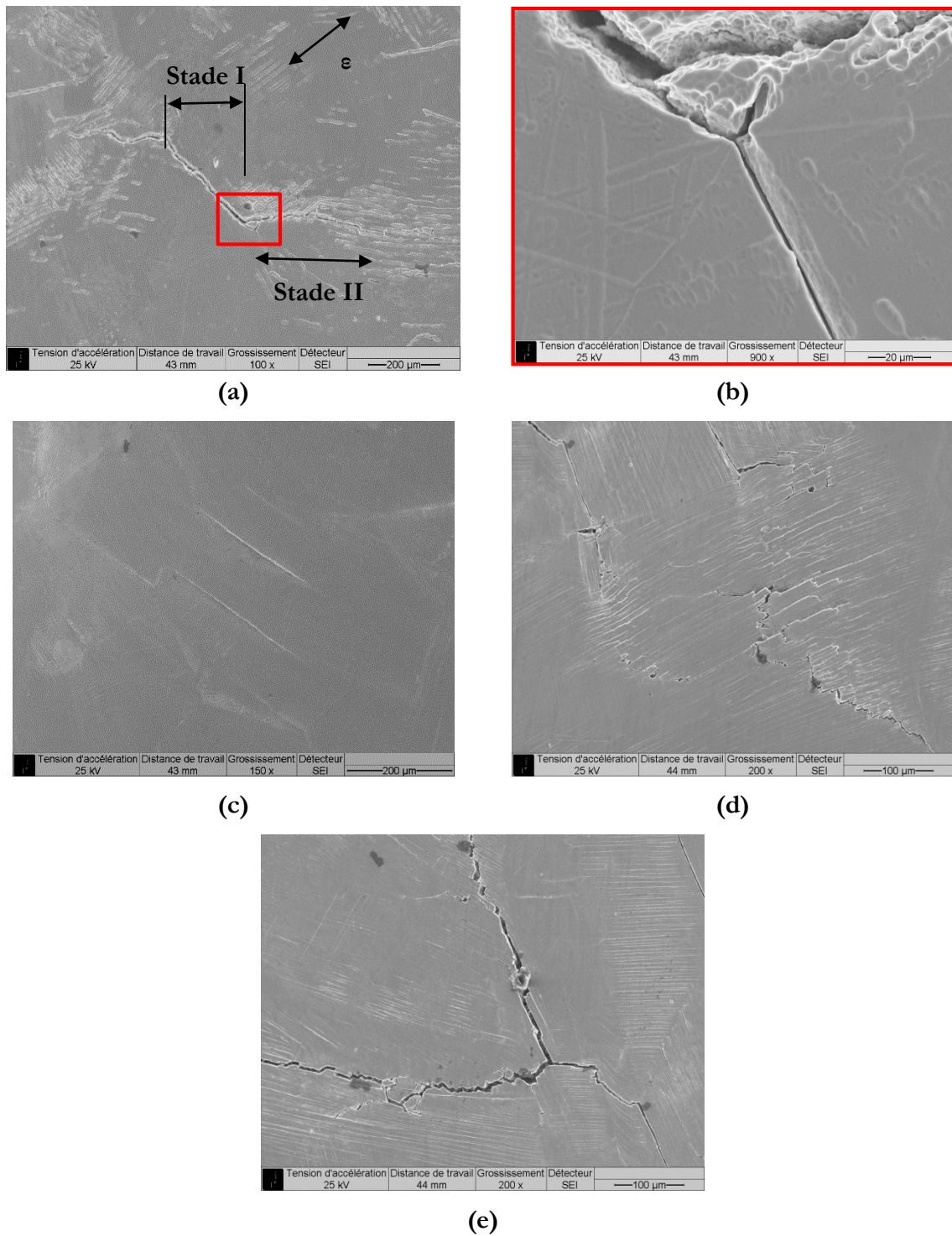


Figure IV-17 : Alloy28 MB - Observation des fûts des éprouvettes testées jusqu'à la rupture ; a) et b)  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$  ; c) d) et e)  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,8\%$

#### *IV.1.4.2. Mécanismes d'endommagement dans le métal d'apport*

- **Observation des surfaces de rupture**

La Figure IV-18 présentent les observations MEB effectuées sur la surface de rupture de l'éprouvette Alloy28 JS testée à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$ . La surface de rupture ainsi observée présente des reliefs surtout à proximité de la zone de rupture. Ceci montre que le chemin de la fissure est tortueux et présente beaucoup de déviations. De plus, la fractographie montre qu'il y a plusieurs sites d'amorçage. Les microfissures ainsi amorcées se propagent et coalescent pour suivre la propagation de la fissure principale. Des fissures secondaires sont aussi observées même au début de la propagation avec des longueurs qui peuvent atteindre 1 mm. Par ailleurs, la surface de rupture présente de nombreuses microcavités caractéristiques de la microstructure du MA, formées au cours du procédé de soudage. Ces microcavités, considérées comme défauts de soudage, peuvent affecter négativement la résistance à la fatigue des joints soudés.

Outre la présence des défauts de soudage, les particules fragiles déjà observées sur les surfaces de ruptures de traction et de résilience sont aussi présentes dans les faciès de rupture de fatigue. Une observation MEB du centre de la surface de rupture de l'éprouvette testée à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,6\%$  (grossissement x1500) met en évidence leur caractère fragile par la présence de fissures qui les traversent (Figure IV-19). Ces particules sont logées dans des cavités et présentent une décohésion avec la matrice. L'incohérence des précipités avec la matrice provoque le blocage des mouvements des dislocations, et augmentent ainsi la fragilité du matériau [Friedel, 1964]. Cette fragilité accélère ainsi la vitesse de propagation de la fissure et conduit à une durée de vie réduite.

A  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,8\%$ , il existe plusieurs sites d'amorçage de fissures localisés sur des inclusions considérées comme défauts de soudage (Figure IV-20). On remarque aussi la présence des précipités dans les différentes parties de la surface de rupture. Le front de la fissure ainsi propagée est semi-elliptique et les plages de propagation sont planes contenant quelques rivières.

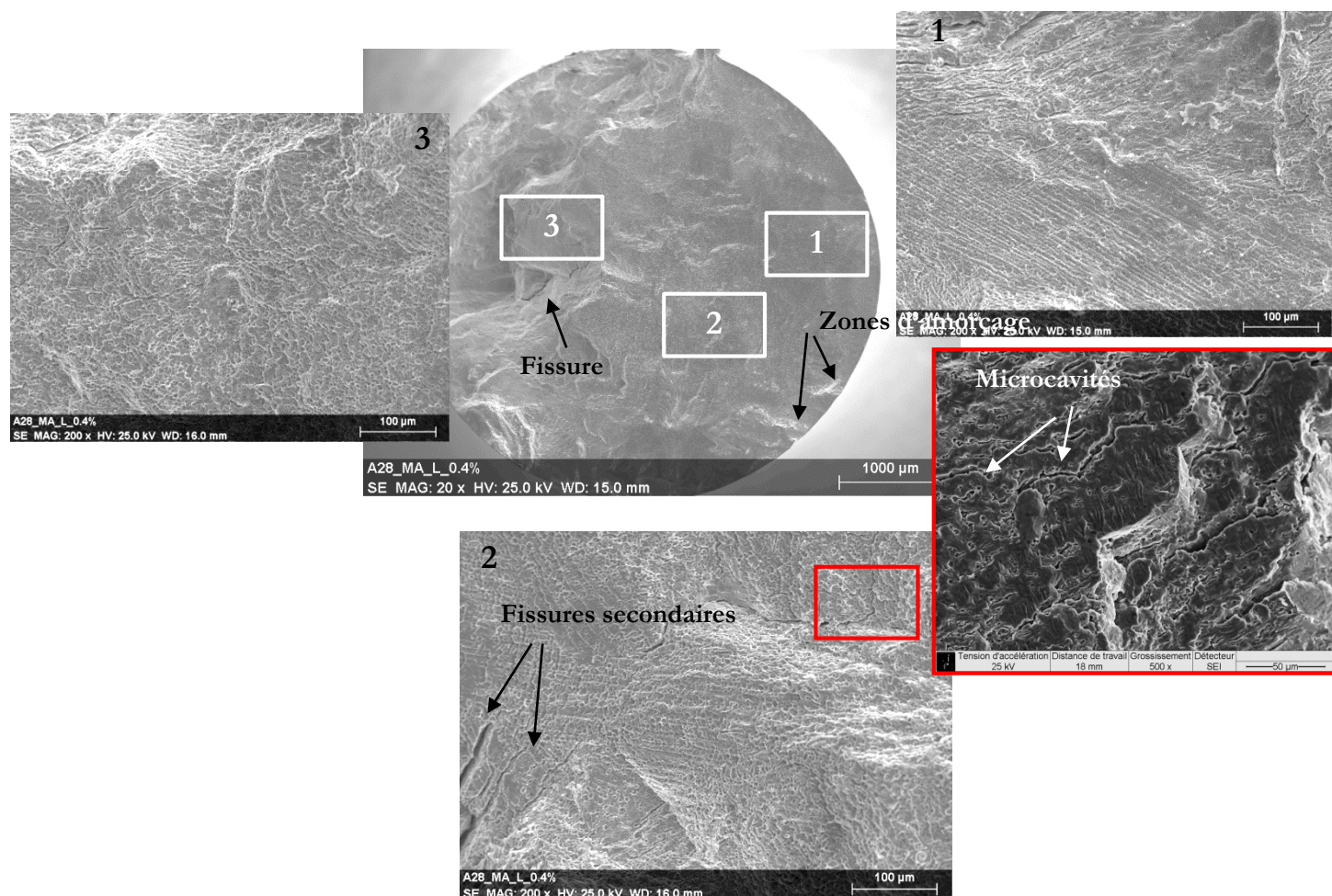


Figure IV-18 : Alloy28 JS - Observations MEB de la surface de rupture,  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,4\%$

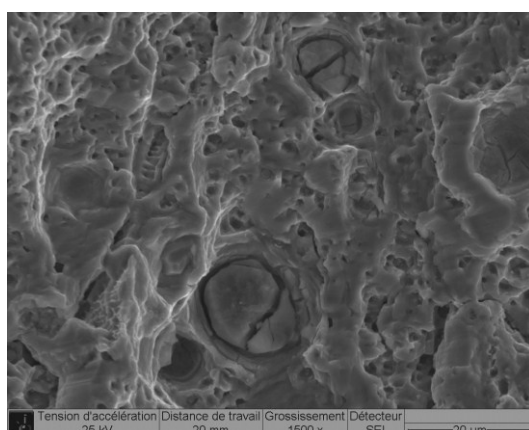


Figure IV-19: Alloy28 JS - Observations MEB du centre de la surface de rupture,  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,6\%$



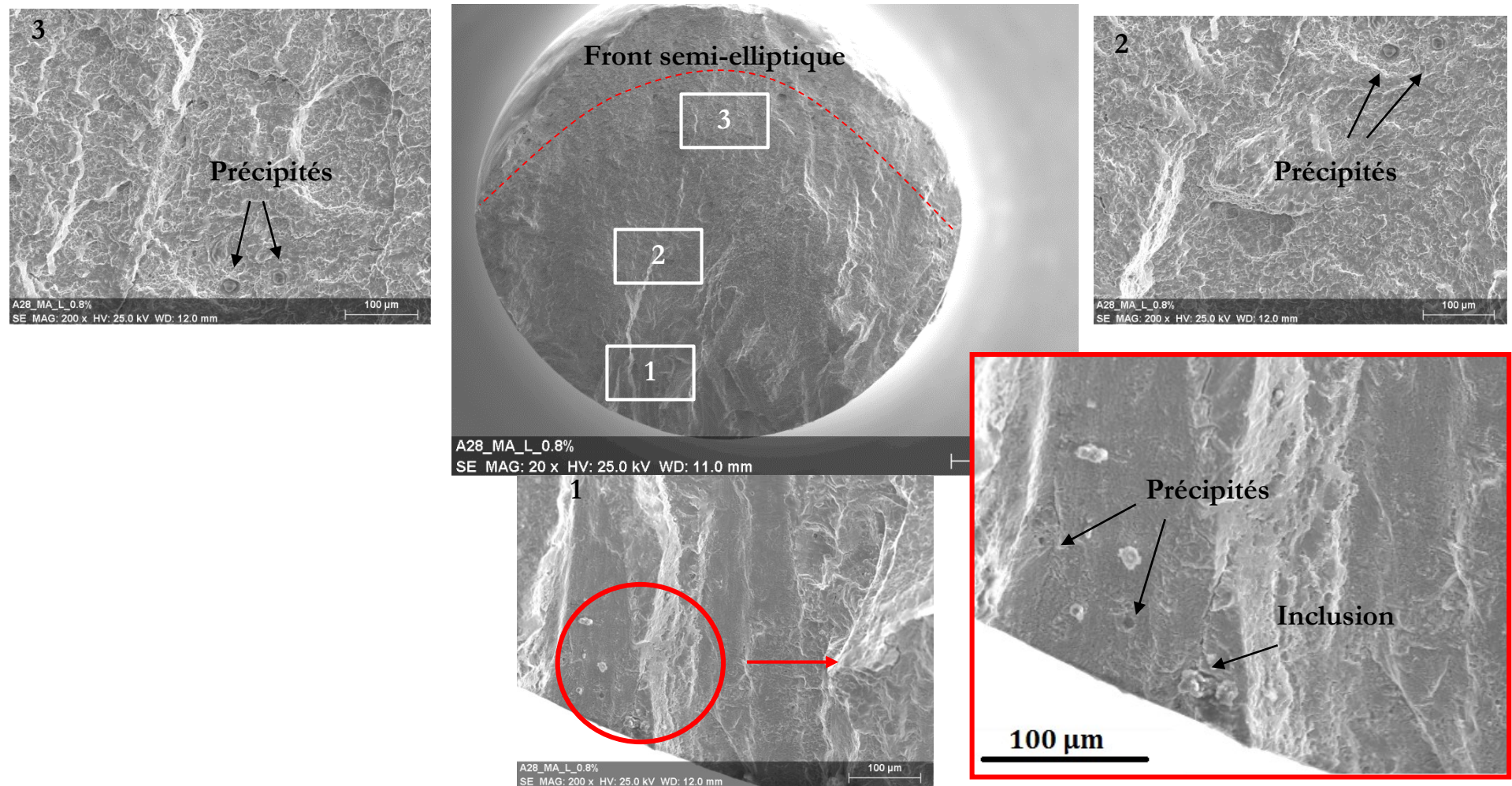
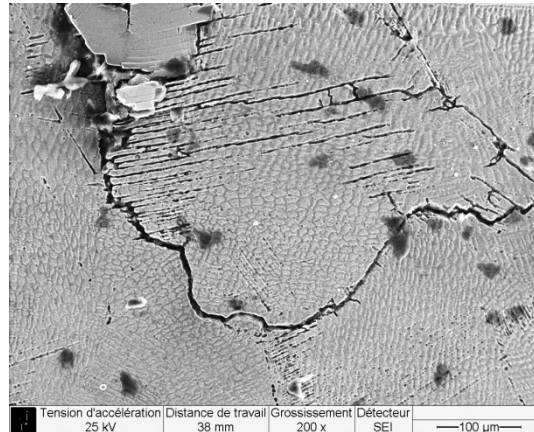


Figure IV-20 : Alloy28 JS - Observations MEB de la surface de rupture,  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,8\%$

- **Observation des fûts des éprouvettes**

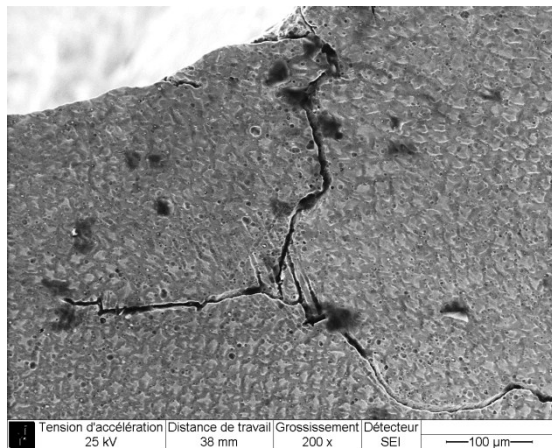
Des observations des fûts des éprouvettes de l'acier inoxydable Alloy28 JS après la rupture ont été effectuées (Figure IV-21). Le chemin de la fissure est tortueux et présente beaucoup de déviations. A bas niveau de déformation ( $\pm 0,3\%$ ), la rupture s'est produite dans le métal de base, mais de nombreuses fissures secondaires ont été observées dans le métal d'apport (Figure IV-21 a)).

Les Figures IV-21 b) et c) présentent des observations du fût de l'éprouvette testée à  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,4\%$  en zone proche du faciès et dans la ligne de fusion respectivement. On constate que la fissure suit l'orientation des grains dendritiques provoquant ainsi des ramifications dans son chemin préférentiel. Le même phénomène a été aussi observé à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,6\%$  (Figure IV-21 d) et e)). A forte amplitude de déformation imposée ( $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,8\%$ ), de nombreuses fissures secondaires ont été observées tout au long du fût de l'éprouvette. La plus longue fissure secondaire, présentée sur la Figure IV-21 f), mesure plus de 1,5 mm. Le chemin de la fissure est très tortueux confirmant sa dépendance à la microstructure.

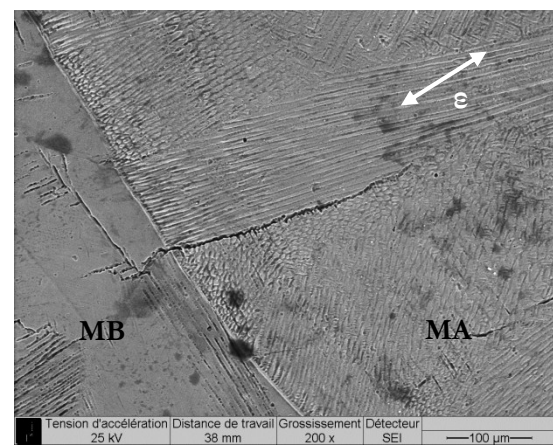


(a)

$\Delta\epsilon_t/2 = 0,3\%$

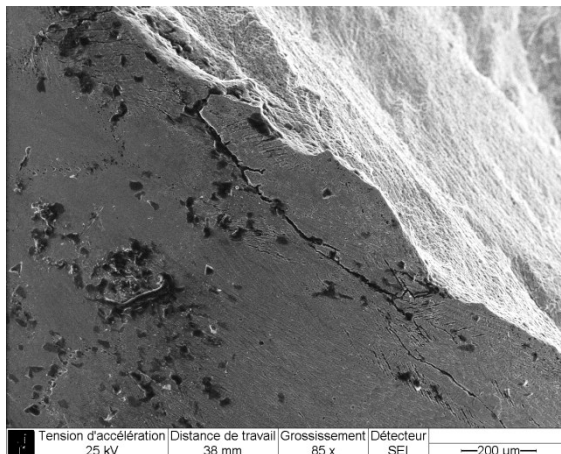


(b)

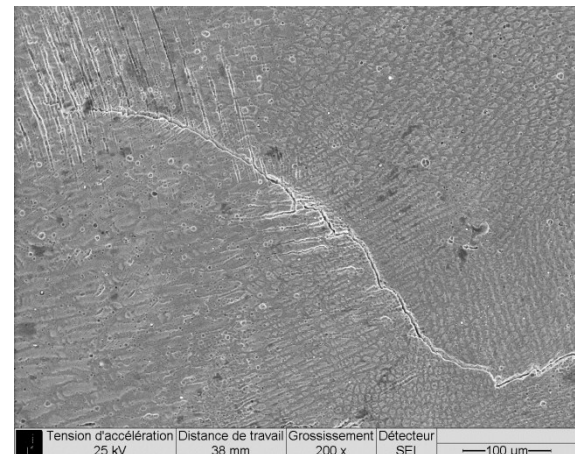


(c)

$$\Delta\epsilon_t/2 = 0,4\%$$

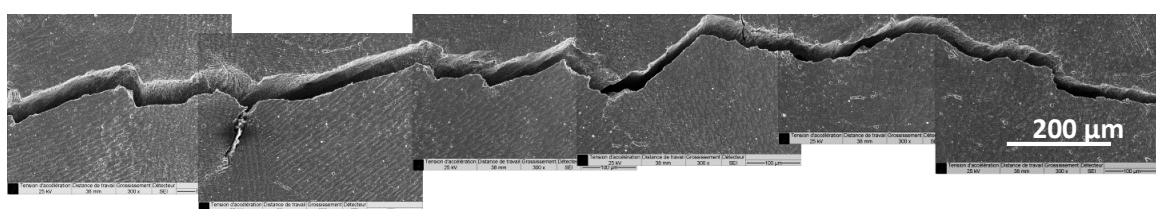


(d)



(e)

$$\Delta\epsilon_t/2 = 0,6\%$$



(f)

$$\Delta\epsilon_t/2 = 0,8\%$$

Figure IV-21: Alloy28 JS - Observation des fûts des éprouvettes testés jusqu'à rupture, selon l'amplitude de déformation totale imposée



### IV.1.4.3. Analyse des inter-stries

Dans le but d'estimer le temps d'amorçage de la fissure principale ainsi que sa vitesse de propagation, des mesures d'inter-stries en fonction de la profondeur de la fissure ont été réalisées sur les surfaces de rupture des éprouvettes Alloy28 MB et JS. Les courbes d'inter-stries présentent ainsi l'évolution de la vitesse de propagation grâce à une loi puissance que l'on peut intégrer afin de déduire le nombre de cycles théorique de propagation.

La Figure IV-22 représentant l'évolution de l'espace entre stries de fatigue selon la profondeur sur un diagramme bi-logarithmique des éprouvettes Alloy28 MB et JS, montre que la vitesse de propagation de fissure croît rapidement avec la profondeur.

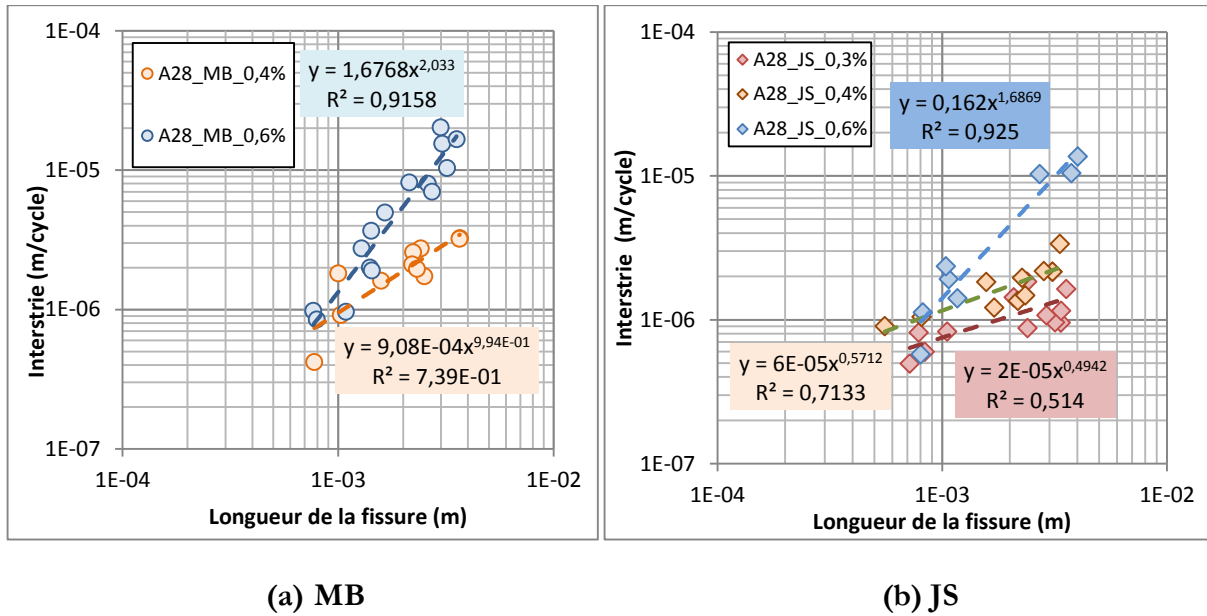


Figure IV-22 : Alloy28 - Evolution des inter-stries en fonction de la profondeur

La loi d'évolution est exprimée comme suit :

$$\frac{da}{dN} = B \times a^C \quad \text{Eq.IV-8}$$

$a$  désigne la longueur de la fissure et  $N$  le nombre de cycles associé. Le nombre de cycles théorique de propagation  $N_p$  ainsi déduit après intégration est :

$$N_p = \frac{1}{B \times (C - 1)} \times \left[ \frac{1}{a_0^{C-1}} - \frac{1}{a_f^{C-1}} \right] \quad \text{Eq.IV-9}$$

On considère que la phase d'amorçage correspond au temps nécessaire à la création d'une fissure profonde de 100  $\mu\text{m}$  qui est la taille moyenne du grain austénitique, puis une phase de propagation se déroulant entre 100  $\mu\text{m}$  et 3 mm.

Le nombre de cycles de propagation  $N_p$  déterminé par intégration ainsi que le nombre de cycles à l'amorçage  $N_a$  sont comparés dans le tableau IV-9.

**Tableau IV-9 : Alloy28 - Prédiction de la durée de vie en propagation et amorçage par la loi puissance**

$\Delta\epsilon_t/2$	0,3%		0,4%		0,6%	
Eprouvette	JS	MB	JS	MB	JS	
$N_R \text{ exp}$	20879	14135	6135	4837	2158	
$N_p$	<b>4297</b>	<b>3607</b>	<b>2470</b>	<b>7590</b>	<b>4539</b>	
$N_a$	16581	10527	3664	-	-	
$N_a/N_R$	79%	65%	54%	-		

On remarque que pour certains essais, les valeurs de  $N_p$  sont surestimées. On s'intéresse ensuite à analyser le rapport  $N_a/N_p$  pour tous les essais effectués sur le MB et le JS. En effet, l'Alloy28 MB présente un rapport  $N_a/N_p$  plus élevé à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$  et  $\pm 0,6\%$ . Ce résultat montre que les éprouvettes Alloy28 MB passent la majorité de la durée de vie en amorçage. Ceci est confirmé aussi dans l'éprouvette Alloy28 JS testée à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$  vu que la rupture apparaît dans le métal de base. En revanche, les éprouvettes JS présentent une durée de vie en amorçage plus faible que celle du MB. Ainsi, il est probable que la présence des défauts de soudage (particules fragiles, inclusions, microcavités..) dans le métal d'apport réduit le nombre de cycles à l'amorçage et par la suite la durée de vie totale de l'éprouvette.

Il est préférable d'effectuer des essais interrompu afin de valider la vitesse de propagation de fissure avec le suivi de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles.

**Bilan :**

Les observations des surfaces de rupture ainsi que des fûts des éprouvettes de l'acier inoxydable superausténitique Alloy28 **MB** permettent de tirer les conclusions suivantes:

- L'amorçage est multiple, et s'effectue généralement en surface, dans des zones d'intrusion-extrusion, ou dans des bandes de glissement persistantes.
- Une rugosité élevée de la surface de rupture avec la présence de plages planes et des rivières.
- La présence de stries de fatigue caractéristiques de la propagation de fissure.
- La présence de nombreuses fissures secondaires surtout à haut niveau de déformation imposée.

Les observations des surfaces de rupture ainsi que des fûts des Alloy28 **JS** révèlent:

- L'amorçage de fissure est multiple, et se fait généralement sur les défauts de soudage.
- Les surfaces de rupture sont moins rugueuses que celles du MB, présentant quelques plages planes et des rivières. Les stries de fatigue sont difficiles à observer.
- Le chemin de la fissure dépend de l'orientation des fins grains, qui à leur tour, dépendent de l'orientation des passes de la soudure. Le chemin de la fissure présente beaucoup de déviation donnant ainsi lieu à un aspect tortueux.
- Quelques microfissures ont été détectées aussi dans le métal de base même si la rupture apparaît dans le MA.
- L'endommagement est plus marqué à haut niveau de déformation.
- La présence des défauts de soudage réduit la durée de vie en amorçage dans les éprouvettes JS en la comparant à celle des éprouvettes MB.

## IV.2. Acier inoxydable austéno-ferritique (duplex) soudé

### IV.2.1. Comportement cyclique

L'étude du comportement cyclique de l'acier inoxydable duplex UNS S32550 et son joint soudé fait l'objet de cette partie. Les niveaux de déformation totale imposée sont  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$  ;  $\pm 0,4\%$  ;  $\pm 0,6\%$  et  $\pm 0,8\%$ .

#### IV.2.1.1. Comportement cyclique du métal de base

Au cours du chargement cyclique, l'amplitude de contrainte a été enregistrée en fonction du nombre de cycles jusqu'à la rupture (Figure IV-23). Le pic de consolidation est atteint au bout des 10 premiers cycles. En effet, il est atteint au 3<sup>ème</sup> cycle à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$  et  $\pm 0,4\%$  ; au 4<sup>ème</sup> cycle à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,6\%$  et au 7<sup>ème</sup> cycle à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,8\%$ . On constate alors que le nombre de cycles correspondant au pic de consolidation cyclique augmente avec l'amplitude de déformation imposée. La phase de consolidation cyclique est suivie d'une phase d'adoucissement puis d'une stabilisation jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Un comportement similaire a été trouvé dans les travaux de Le Roux [Le Roux, 1999] sur un acier inoxydable austéno-ferritique.

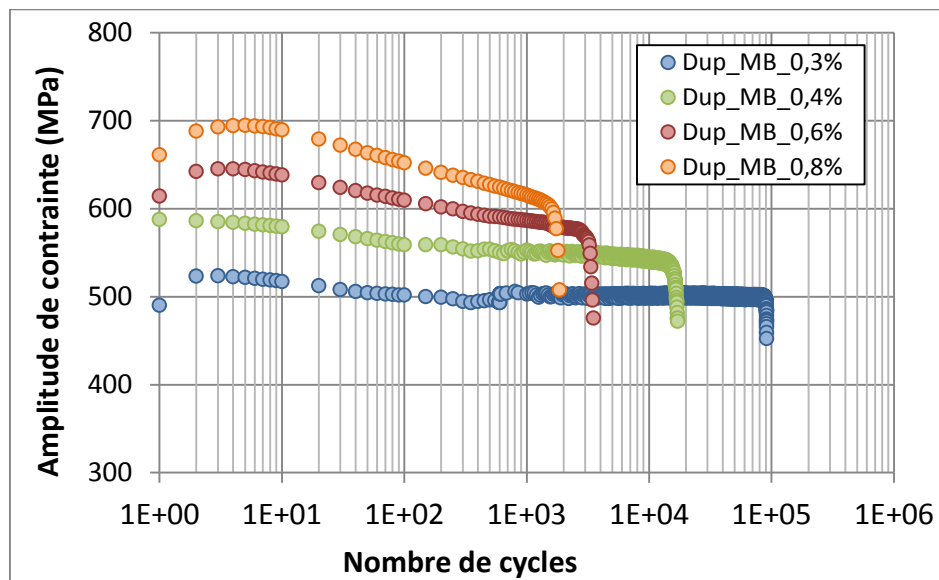


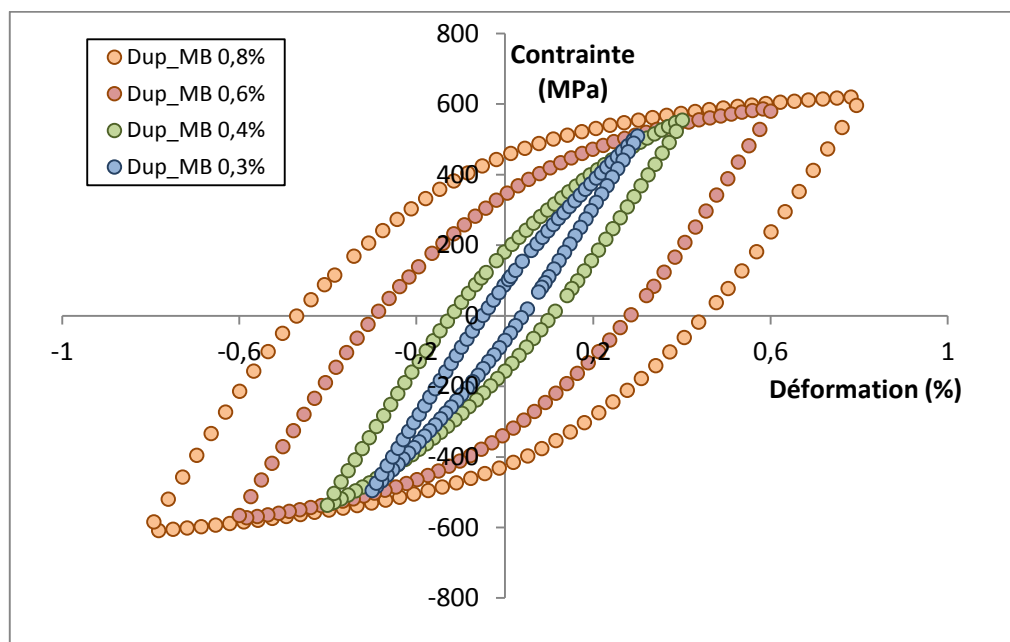
Figure IV-23 : Duplex MB - Evolution de l'amplitude de contrainte pour les essais conduits sous  $\Delta\epsilon_t/2 = 0,8\%$  ;  $0,6\%$  ;  $0,4\%$  et  $0,3\%$

Dans le tableau IV-10 sont reportées les valeurs de  $\sigma_{1er\ cycle}$ ,  $\sigma_{pic}$ ,  $\sigma_{NR/2}$  ainsi que le taux de durcissement et d'adoucissement pour tous les essais. Ces données montrent que le taux de durcissement est plus élevé à bas niveau de déformation contrairement au taux d'adoucissement.

**Tableau IV-10 : Duplex MB - Evolution des amplitudes de contrainte selon le niveau de déformation imposée**

$\Delta\epsilon_t/2$	$\sigma_{1er\ cycle}$ (MPa)	$\sigma_{pic}$ (MPa)	Cycle pic	$\sigma_{NR/2}$ (MPa)	Taux de durcissement	Taux d'adoucissement
$\pm 0,3\%$	490	524	3	502	7	4,5
$\pm 0,4\%$	560	582	3	522	4	10,3
$\pm 0,6\%$	614	645,5	4	578	5,1	10,5
$\pm 0,8\%$	661,5	694,6	7	614	5	11,6

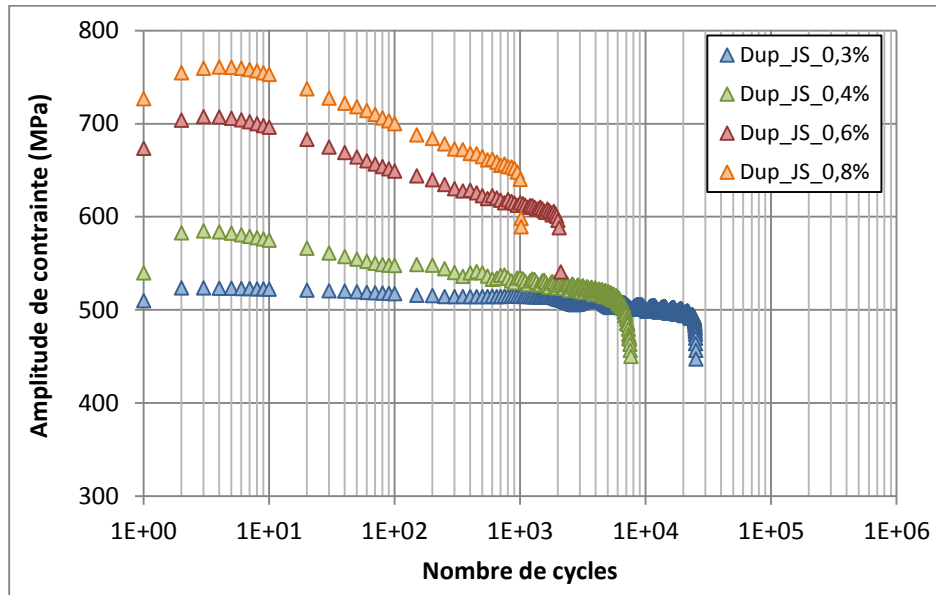
Les boucles contrainte-déformation stabilisées sont présentées sur la Figure IV-24. A mi-durée de vie, les boucles contrainte-déformation sont caractérisées par une hystérésis assez marquée même pour de faibles amplitudes de déformation, conformément à ce qui a été présenté dans le chapitre III.



**Figure IV-24 : Duplex MB - Boucles contrainte-déformation de mi-durée de vie des essais conduits sous  $\Delta\epsilon_t/2=0,8\%$  ;  $0,6\%$  ;  $0,4\%$  et  $0,3\%$**

### IV.2.1.2. Comportement cyclique du joint soudé

Les courbes de consolidation cyclique de l'acier inoxydable duplex JS montrent que le pic de durcissement apparaît aux 5 premiers cycles (Figure IV-25). De plus, le nombre de cycles correspondant au pic augmente avec l'amplitude de déformation imposée.



**Figure IV-25 : Duplex JS - Evolution de l'amplitude de contrainte pour les essais conduits sous  $\Delta\epsilon_t/2=0,8\%$  ;  $0,6\%$  ;  $0,4\%$  et  $0,3\%$**

Le tableau IV-11 rassemble les contraintes et les taux de durcissement et d'adoucissement pour tous les essais. L'analyse de ces données montre que les amplitudes de contrainte ainsi que le taux d'adoucissement augmentent avec la déformation imposée.

**Tableau IV-11 : Duplex JS - Evolution des amplitudes de contrainte selon le niveau de déformation imposée**

$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	$\sigma_{1er\ cycle}$ (MPa)	$\sigma_{pic}$ (MPa)	Cycle pic	$\sigma_{NR/2}$ (MPa)	Taux de durcissement (%)	Taux d'adoucissement (%)
$\pm 0,3$	510	523,4	2	498	2,6	4,8
$\pm 0,4$	540	584,7	3	522	8,3	10,7
$\pm 0,6$	673	707,4	3	612	5,1	13,5
$\pm 0,8$	726	761	5	664	4,7	12,6

Les boucles contrainte-déformation correspondant à la mi-durée de vie montrent une dissymétrie à bas niveau de déformation (Figure IV-26). Ceci est également en corrélation avec les boucles obtenues lors des essais d'écrouissage cyclique sur le métal d'apport.

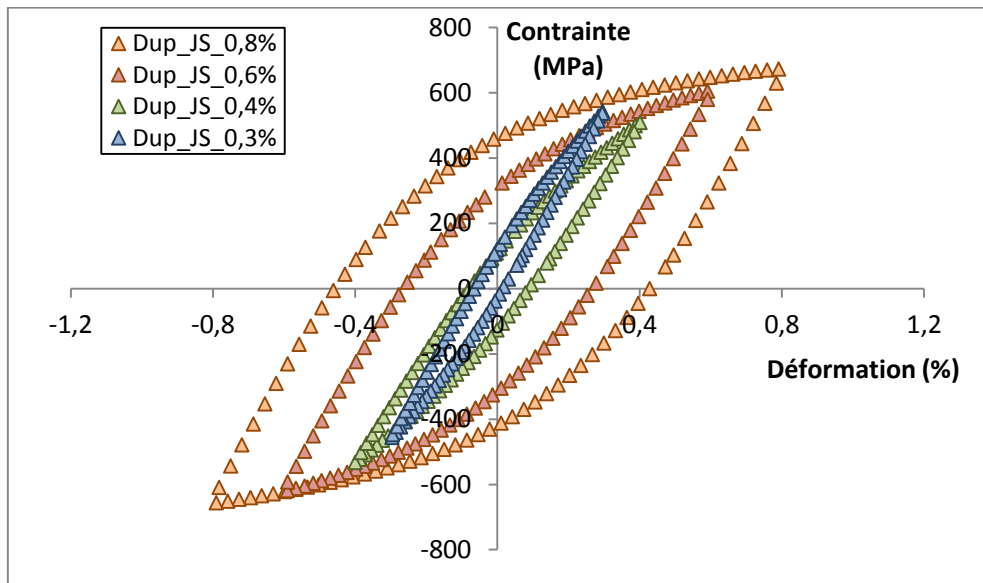


Figure IV-26 : Duplex JS - Boucles contrainte-déformation de mi-durée de vie des essais conduits sous  $\Delta\epsilon_t/2=0,8\%$  ;  $0,6\%$  ;  $0,4\%$  et  $0,3\%$

## IV.2.2. Analyse de la durée de vie

### IV.2.2.1. Courbes de durée de vie

Le tableau IV-12 présente les valeurs des durées de vies du MB et JS des essais dupliqués à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$  et  $\pm 0,6\%$ . La reproductibilité des essais a été validée puisque les rapports entre les durées de vie sont proches de 1.

**Tableau IV-12 : Duplex - Validation des essais dupliqués**

	$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	$N_R$		
		Essai n°1	Essai n°2	$N_{R1} / N_{R2}$
<b>Duplex</b>	$\pm 0,4$	19996	13816	1,44
<b>MB</b>	$\pm 0,6$	4281	3550	1,20
<b>Duplex</b>	$\pm 0,4$	8969	8874	1,01
<b>JS</b>	$\pm 0,6$	2187	2179	$\approx 1$

Dans le tableau IV-13 sont reportées les amplitudes de déformation plastique, les amplitudes de déformation élastique, la contrainte à mi-durée de vie ainsi que le nombre de cycles à la rupture pour tous les essais effectués sur le MB et le JS. On remarque que les réponses en déformation plastique et élastique sont sensiblement égales entre le MB et le JS pour tous les essais. Les amplitudes de contraintes sont aussi quasi-identiques dans le cas des essais menés à  $\pm 0,3\%$  et  $\pm 0,4\%$  de déformation totale imposée. Il est clair que la durée de vie du joint soudé est plus faible que celle du métal de base. Bien que le comportement cyclique du MB et du JS soit identique à  $0,3\%$  de déformation imposée, le rapport  $N_{R\text{MB}}/N_{R\text{JS}}$  atteint la valeur la plus élevée. Ces données permettent de tracer les courbes de durée de vie des deux matériaux sur la Figure IV-27.

**Tableau IV-13 : Duplex MB et JS - Valeurs des déformations totales, plastiques et élastiques et durée de vie**

$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	Eprouvette	$\Delta\epsilon_p/2$ (%)	$\Delta\epsilon_e/2$ (%)	$N_R$	$\Delta\sigma/2$ à mi-ddv (MPa)	$N_{R\text{MB}}/N_{R\text{JS}}$
$\pm 0,3$	MB	0,05	0,25	92002	499	3,62
	JS	0,04	0,26	25395	498	
$\pm 0,4$	MB	0,125	0,275	19996	541	2,22
	JS	0,09	0,31	8969	522	
$\pm 0,6$	MB	0,31	0,29	4281	578	1,95
	JS	0,28	0,32	2187	612	
$\pm 0,8$	MB	0,48	0,32	2123	614	2,07
	JS	0,47	0,33	1024	664,5	



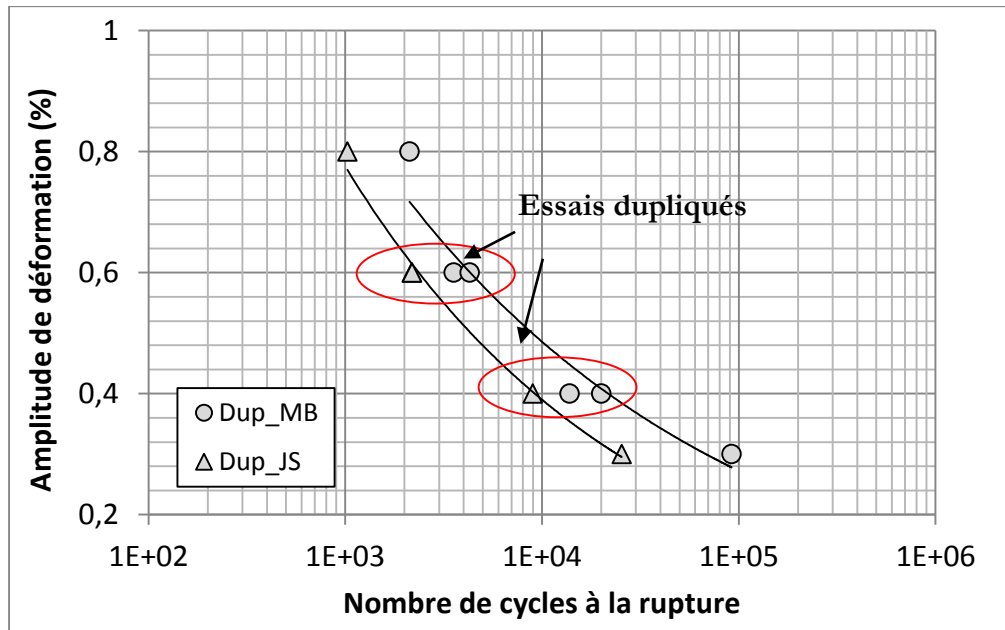


Figure IV-27 : Duplex MB et JS - Courbes de durée de vie

Les observations des profils des éprouvettes duplex JS montre que la rupture apparaît au niveau de la soudure pour tous les essais excepté celui effectué à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$ . Dans ce cas seulement, la rupture apparaît dans la zone limite (Figure IV-28).

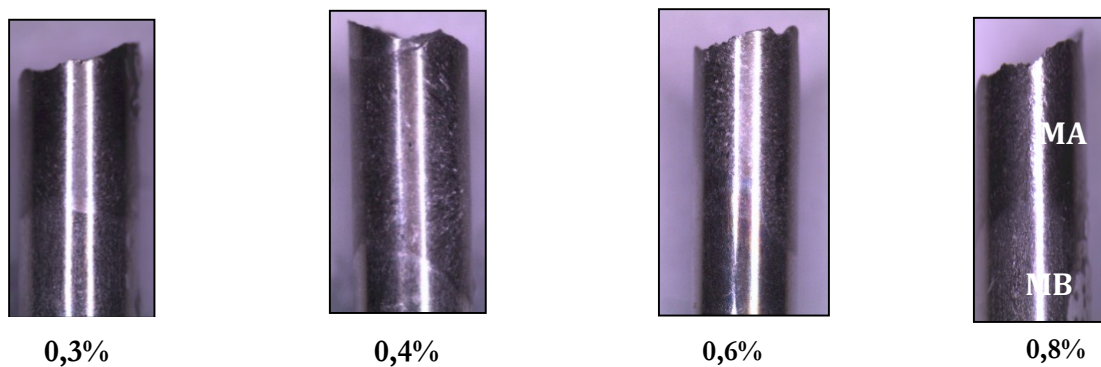


Figure IV-28 : Duplex JS - Profil des éprouvettes rompues à différentes  $\Delta\epsilon_t/2$

#### IV.2.2.2. Approche de Manson-Coffin et Basquin

Les Figures IV-29 a) et b) présentent les courbes  $\Delta\epsilon_t/2$ ,  $\Delta\epsilon_p/2$  et  $\Delta\epsilon_e/2$  en fonction du nombre de cycles à la rupture pour le MB et le JS respectivement. D'après ces courbes, tracées sur une échelle log-log, les paramètres associés aux lois de Manson-Coffin et Basquin déduits de ces courbes ont été déterminés et rassemblés dans le Tableau IV-14.

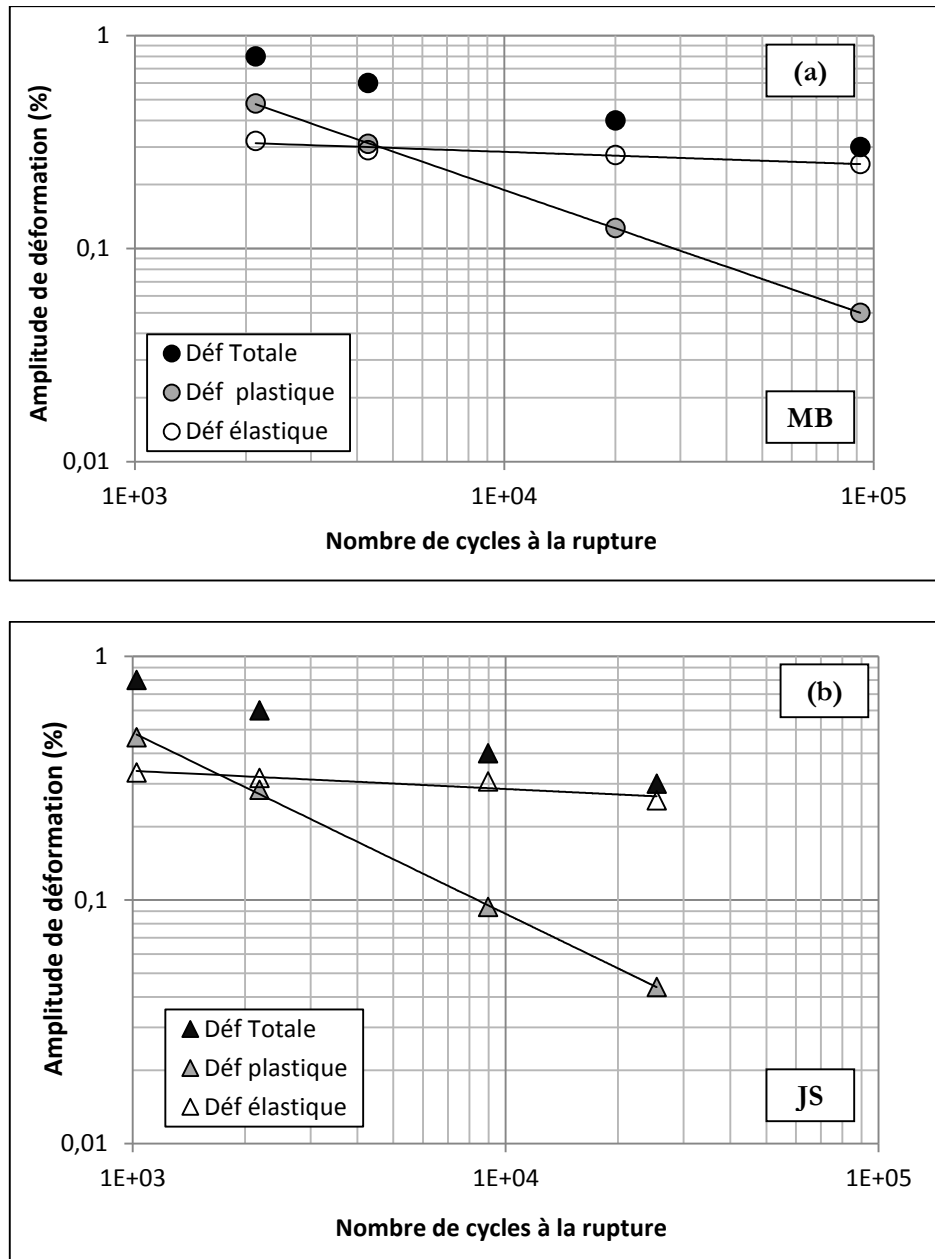


Figure IV-29 : Duplex - Courbes de Manson-Coffin et de Basquin ; a) Métal de base ; b) Joint soudé

Tableau IV-14 : Duplex MB et JS - Paramètres des lois de Manson-Coffin et Basquin

	Manson-Coffin		Basquin	
	$\epsilon'f$	$c$	$\sigma'f$ (MPa)	$b$
Métal de base	0,4659	-0,598	926,10	-0,06
Joint soudé	0,8285	-0,744	1095,70	-0,074

Les paramètres des lois de Manson-Coffin et Basquin du MB sont dans le même ordre de grandeurs que ceux déterminés par Le Roux et Aubin sur un acier inoxydable duplex moulé et un acier duplex allié à l'azote respectivement [Le Roux, 1999] [Aubin, 2001]. Ces coefficients montrent que la pente de la courbe est plus faible dans le cas des éprouvettes JS. Le point d'intersection entre les courbes de la déformation plastique et élastique du MB correspond à 4500 cycles, tandis que pour le JS le nombre de cycles est 1800 cycles.

### IV.2.3. Effet de la vitesse de déformation

L'effet de la vitesse de déformation sur le comportement cyclique du MB et du JS de l'acier inoxydable duplex a été étudié durant les 300 premiers cycles avec des vitesses de  $0,1\% \text{ s}^{-1}$  et  $0,01\% \text{ s}^{-1}$ . Les courbes de consolidation cyclique correspondantes sont tracées sur la Figure IV-30.

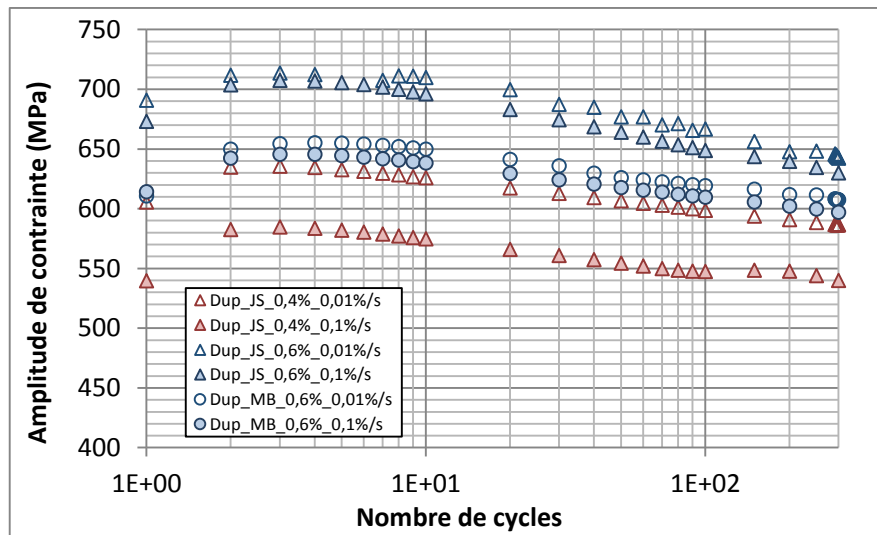


Figure IV-30 : Duplex MB et JS - Evolution de l'amplitude de contrainte en fonction de la vitesse de déformation (0,1% et 0,01%)

Le tableau IV-15 présente la valeur de la contrainte pic pour les différentes vitesses de déformation.

**Tableau IV-15 : Duplex MB et JS - Effet de la vitesse de déformation sur le pic de consolidation cyclique**

	$\Delta\epsilon_t/2$	$d\epsilon/dt$	$\sigma_{pic}$ (MPa)	Ecart relatif (%)
JS	0,4%	0,1%	584,7	$\approx 8\%$
		0,01%	635,7	
	0,6%	0,1%	707,4	$\approx 0,8\%$
		0,01%	713,5	
MB	0,6%	0,1%	645,5	$\approx 1,5\%$
		0,01%	655	

Les résultats montrent que le niveau de l'amplitude de contrainte des JS augmente lorsque la vitesse de déformation diminue surtout à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,4\%$ . Le même résultat est observé dans les éprouvettes duplex MB à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,6\%$ . On distingue d'après ces données, une sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation. Ceci peut être dû au phénomène de vieillissement dynamique à température ambiante de l'acier duplex et sa soudure. Ce phénomène, observé généralement dans une gamme de température de 350°C-450°C [Alvares-Almas, 2012], a été enregistré dans notre cas à température ambiante. Le vieillissement dynamique serait dû à l'ancrage des mouvements des dislocations par les atomes interstitiels, ce qui baisse le niveau des contraintes cycliques [Lavaire, 2001].

#### IV.2.4. Effet du sens de prélèvement

Comme on l'a démontré dans le chapitre II, l'acier inoxydable austéno-ferritique présente une anisotropie microstructurale dans les trois directions du laminage. Afin d'étudier l'effet de cette anisotropie sur le comportement cyclique et la durée de vie, des essais de fatigue oligocyclique ont été menés sur des éprouvettes prélevées dans le sens du laminage (L) et perpendiculairement au laminage (TL). Les amplitudes de déformation imposée ont été fixées à 0,4% et 0,6% et avec une vitesse de déformation  $d\epsilon/dt = 0,1\%/s$ . Les courbes de consolidation cyclique sont présentées sur la Figure IV-31 et les résultats de durées de vie sont reportés dans le tableau IV-16.

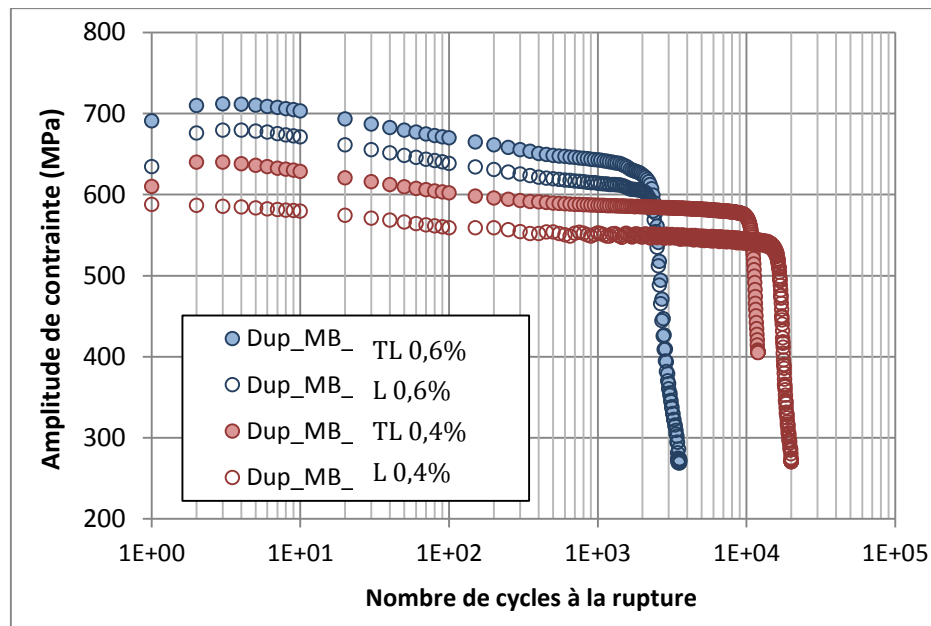


Figure IV-31 : Duplex MB - Effet du sens de prélèvement sur le comportement cyclique de l'acier duplex,  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,6\%$  et  $\pm 0,4\%$

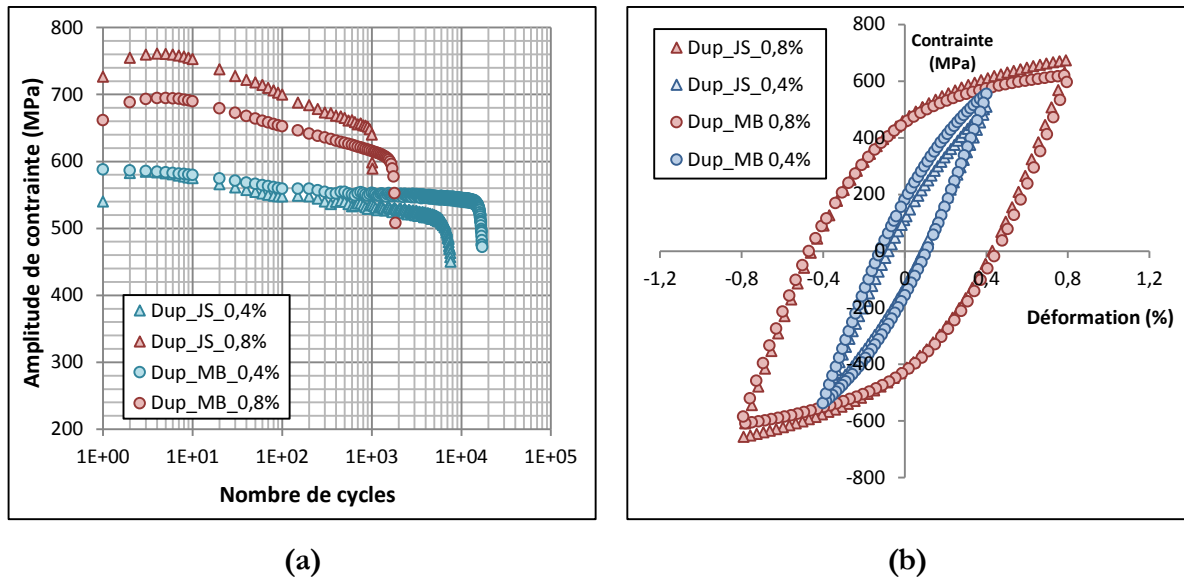
Quelle que soit l'amplitude de déformation imposée, l'amplitude de contrainte est plus élevée dans les éprouvettes TL. Ceci induit une différence de durée de vie en faveur des éprouvettes L. Ces résultats traduisent la dépendance de la durée de vie au sens de prélèvement des pièces et par la suite l'orientation morphologique des grains.

Tableau IV-16 : Duplex MB - Durée de vie de l'acier duplex dans les deux sens du laminage,  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,6\%$  et  $\pm 0,4\%$

$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	$N_R$ L	$N_R$ TL	$N_{R\ L}/N_{R\ TL}$
$\pm 0,4$	$\approx 2\ E5$	$\approx 1,2\ E5$	1,68
$\pm 0,6$	3,55 E3	3,474 E3	1,02

### IV.2.5. Analyse

La comparaison des courbes de consolidation cyclique et des boucles contrainte-déformation à mi-durée de vie entre le MB et le JS est présentée sur la Figure IV-32 a) et b) respectivement.



**Figure IV-32 : Duplex MB et JS - Comparaison entre le comportement cyclique ; a) Courbes de consolidation cyclique, b) Boucles  $\sigma$ - $\epsilon$  à mi-durée de vie**

Le comportement cyclique du MB et du JS est identique à bas niveau de déformation. En revanche, une légère différence est enregistrée à 0,8% de déformation. La réponse cyclique des deux matériaux montre la présence des quatre phases de consolidation. De plus, le nombre de cycles correspondant au pic de durcissement est presque le même entre les deux matériaux. D'après des travaux antérieurs, Degallaix et al. ont attribué le pic de durcissement à l'augmentation de la densité des dislocations dans l'austénite et la ferrite [Degallaix et al., 1995]. Ils ont montré aussi que la phase d'adoucissement correspond à la formation de bandes de glissement et à la localisation de la déformation plastique dans les deux phases. Durant cette phase, la contrainte est réduite jusqu'à la stabilisation. Cette dernière est expliquée par la saturation des bandes de glissements. La similarité entre le comportement cyclique du MB et du JS peut être attribuée à la même transformation microstructurale des dislocations dans les grains austénitiques et ferritiques. [Kruml et al., 1997] et [Mateo et al., 1996] ont montré que le comportement de l'acier inoxydable duplex est austénitique à bas niveau de déformation et mixte à haut niveau. Il est probable, dans ce cas, qu'à 0,3% de déformation imposée, le comportement du MB et du JS est dominé par la réponse des grains austénitiques. En revanche, la différence des amplitudes de contraintes entre le MB et le

JS à 0,8% de déformation peut être due à l'interaction entre les grains austénitiques et ferritiques [Vogt, 2001] dont les proportions est différente entre les deux matériaux. Concernant le taux d'adoucissement élevé dans le JS, [Badji, 2008] [Salazar, 2008] l'ont attribué à l'annihilation des dislocations présentes en forte densité car produites au cours du procédé soudage.

La différence entre la résistance à la fatigue du MB et du JS de l'acier duplex a été également mise en évidence par les courbes de Manson-Coffin présentées sur la Figure IV-33.

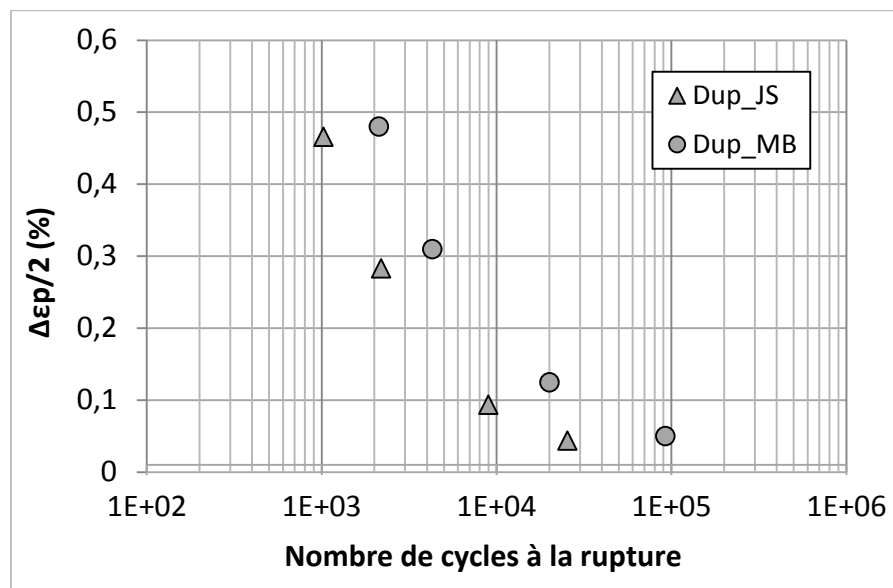


Figure IV-33 : Duplex MB et JS - Courbes de Manson-Coffin

Afin de comprendre l'origine de cette différence, une analyse des états de contrainte a été abordée. D'abord, une comparaison entre les amplitudes de contrainte stabilisée est présentée sur la Figure IV-34. Il est clair que l'amplitude de contrainte stabilisée est supérieure dans les éprouvettes JS à 0,6% et 0,8%, et faible à 0,3% de déformation.

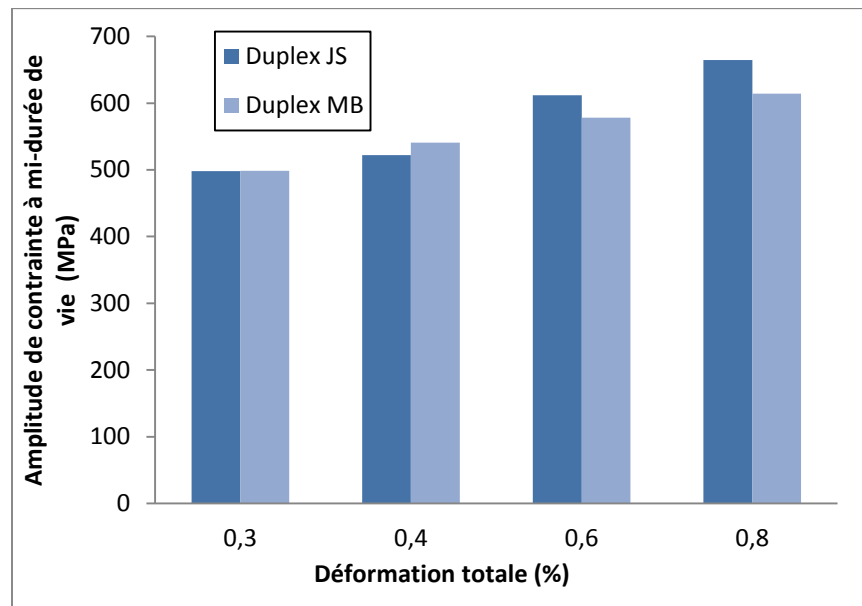


Figure IV-34 : Duplex MB et JS – Histogramme comparatif de l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie

L'amplitude de contrainte stabilisée est ensuite tracée en fonction du nombre de cycles à la rupture (Figure IV-35). Les lois déterminées sont les suivantes :

$$\text{Métal de base : } \frac{\Delta\sigma}{2} = 1251,6 \cdot N^{-0,092} \quad \text{Eq.IV-10}$$

$$\text{Métal d'apport : } \frac{\Delta\sigma}{2} = 912,25 \cdot N^{-0,053} \quad \text{Eq.IV-11}$$

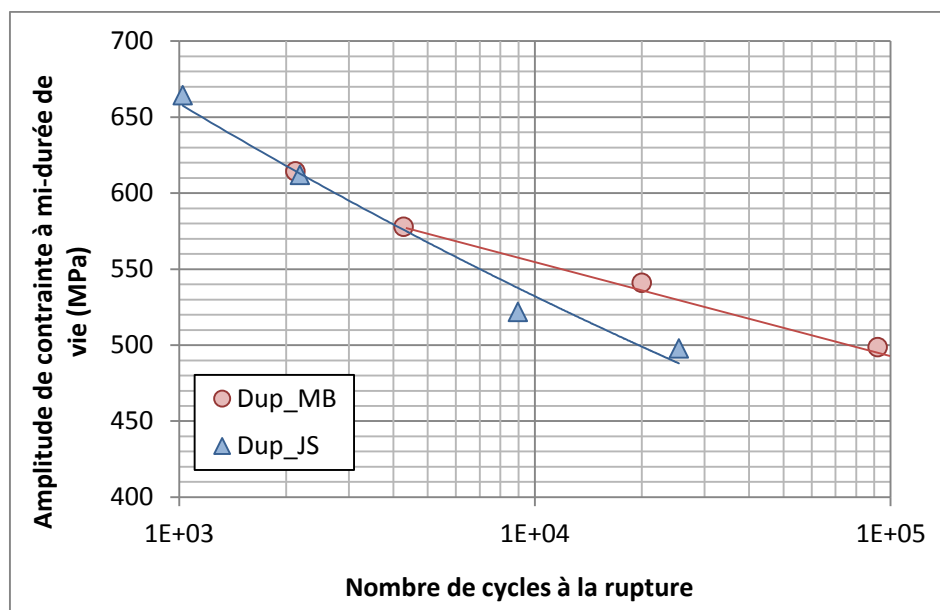


Figure IV-35 : Duplex MB et JS - Courbes amplitude de contrainte = f(N)



Il est remarquable que le MB et le JS suivent quasiment la même loi à haut niveau de déformation. Néanmoins, une divergence entre les courbes est observée à des niveaux de déformation faibles. Le MB et le JS présentent un comportement cyclique assez proche à 0,3% et 0,4% de déformation totale. Malgré cela, le rapport des durées de vie est supérieur à 3. Il est ainsi possible de considérer que la durée de vie est gouvernée par l'amplitude de contrainte à haut niveau de déformation.

Le tableau IV-17 présente les différentes énergies plastiques déterminées pour tous les niveaux de déformation imposée.

**Tableau IV-17 : Duplex MB et JS - Energie dissipée au cycle stabilisé à différents niveaux de déformation imposée**

Amplitude de déformation totale	Matériau	Energie plastique dissipée (mJ/mm <sup>3</sup> )	N <sub>R</sub>
0,3%	MB	0,57	92002
	JS	0,53	25395
0,4%	MB	1,7	19996
	JS	1,13	8969
0,6%	MB	5,15	4281
	JS	4,63	2187
0,8%	MB	8,7	2123
	JS	8,95	1024

Comme le montre les résultats présentés dans le tableau IV-17, le MB et le JS présentent quasiment les mêmes énergies pour tous les niveaux de déformation totale imposée. L'énergie plastique dissipée a été associée au nombre de cycles à la rupture correspondant. La Figure IV-36 présente l'énergie en fonction du nombre de cycle à la rupture.

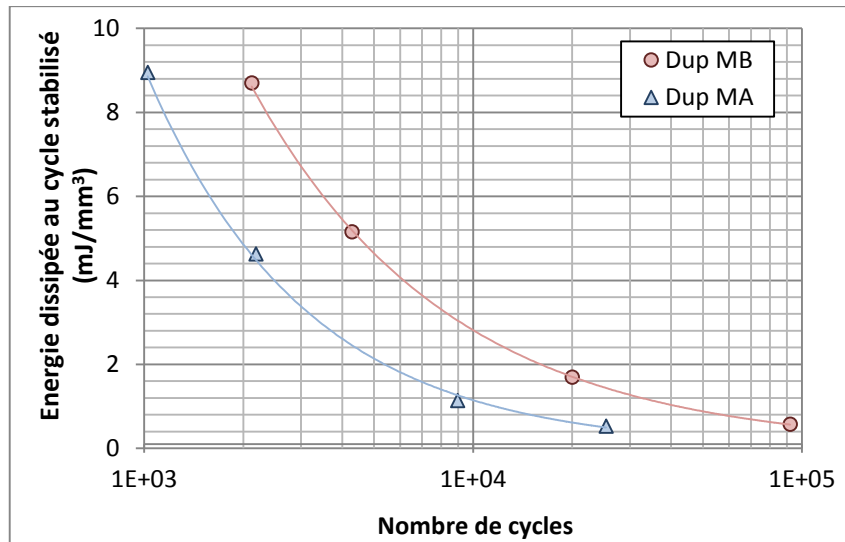


Figure IV-36 : Duplex MB et JS - Courbes de l'énergie dissipée au cycle stabilisé en fonction du nombre de cycles à la rupture

Les lois puissance qui relient l'énergie plastique et le nombre de cycles à la rupture sont identifiées comme suit :

$$\text{Pour le métal de base : } W_p = 2162,9 \cdot N_R^{-0,721} \quad \text{Eq.IV-12}$$

$$\text{Pour le joint soudé : } W_p = 4422,1 \cdot N_R^{-0,896} \quad \text{Eq.IV-13}$$

Il a été démontré que la faible ductilité des aciers inoxydables agit négativement sur leurs durée de vie [Rao et al., 1993]. Comme on l'a démontré dans le chapitre II, le MA est plus fragile que le MB, ce qui explique la réduction de la durée de vie par rapport au MB.

En guise de conclusion, on peut supposer que la durée de vie est gouvernée par la déformation plastique à bas niveau de déformation et par l'amplitude de contrainte à haut niveau de déformation.

#### IV.2.6. Mécanismes d'endommagement

Une analyse fractographique des surfaces de rupture a été effectuée sur la base d'observations par MEB afin de mettre en évidence les processus et les mécanismes conduisant à la rupture des éprouvettes de fatigue oligocyclique. Ces observations concernent les éprouvettes MB et JS de tous les niveaux testés. On se limite à ne présenter que les surfaces de rupture des

éprouvettes testées à 0,3% (bas niveau) et 0,8% (haut niveau) d'amplitude de déformation totale imposée.

#### *IV.2.6.1. Mécanismes d'endommagement dans le métal de base*

- **Observation des surfaces de rupture**

A  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,3\%$ , l'amorçage de la fissure semble être multiple et s'effectue en surface comme le montre la Figure IV-37. L'amorçage apparaît sur des zones d'arrachement de matière. Par ailleurs, la surface de rupture est plane et présente peu de relief avec un fort matage. Des fissures secondaires sont détectées au centre du faciès, elles se multiplient dans la zone de rupture finale.

A  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,8\%$ , on remarque la présence d'un multi-amorçage des fissures en surface qui se propagent et rejoignent la fissure principale (Figure IV-38). L'amorçage apparaît probablement sur des zones d'extrusion/intrusion. De plus, des fissures secondaires sont observées même près des zones d'amorçage et se multiplient dans la zone de rupture. Outre la présence de microfissures, de nombreuses cupules caractérisant une rupture ductile ont été aussi observées. Les stries de fatigue sont dans ce cas très difficiles à observer.

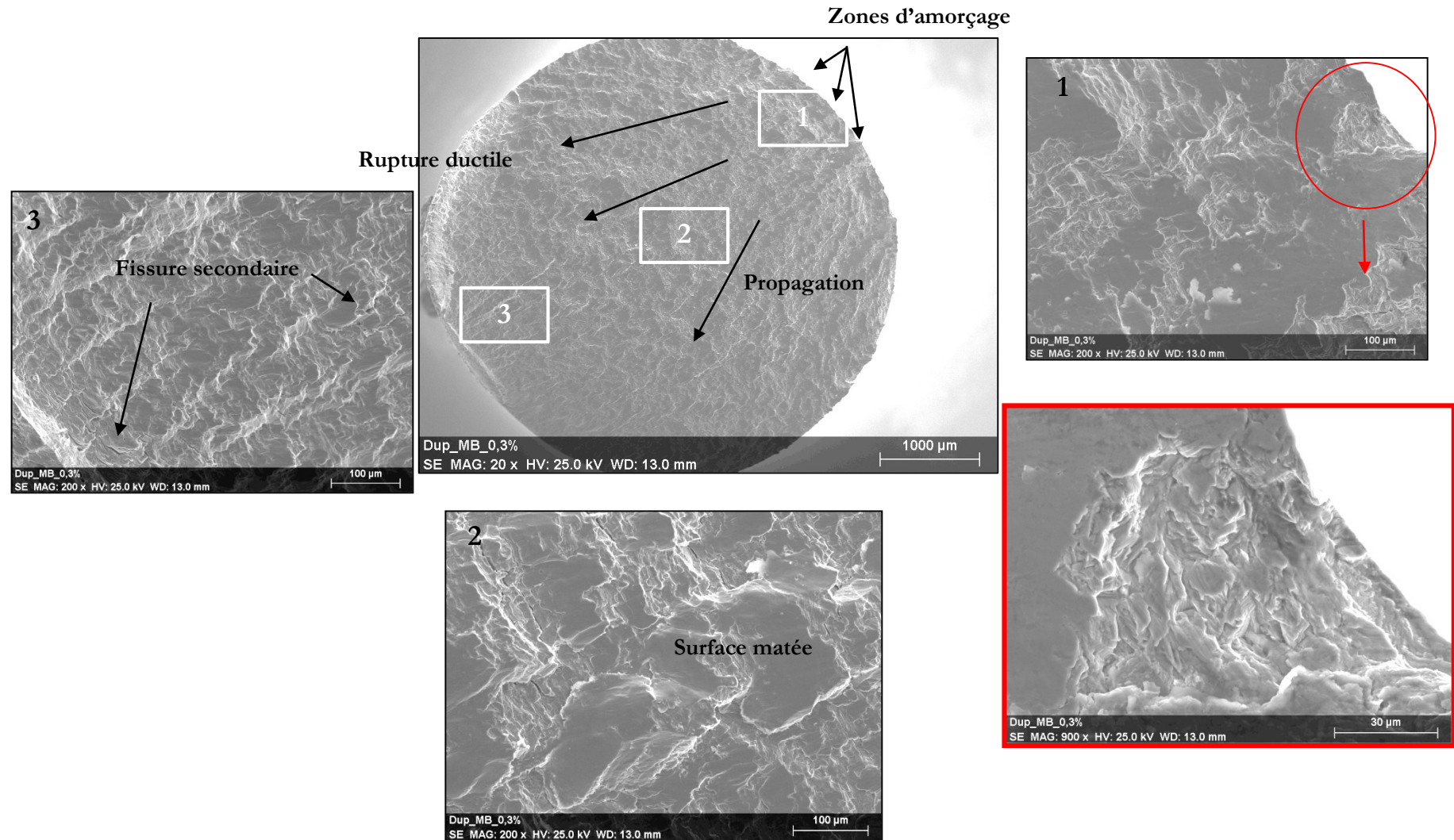


Figure IV-37 : Duplex MB - Observations MEB de la surface de rupture,  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$

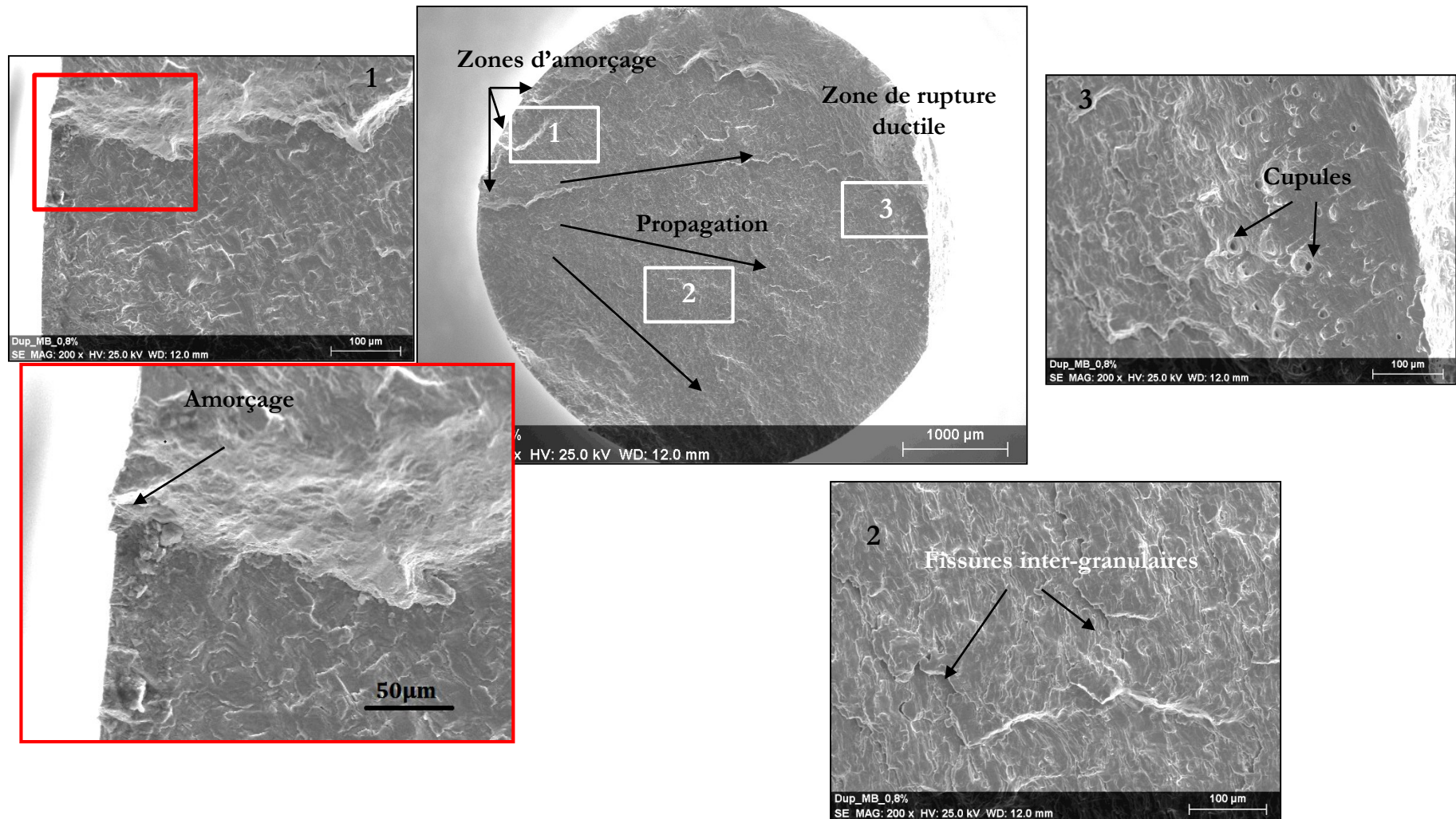


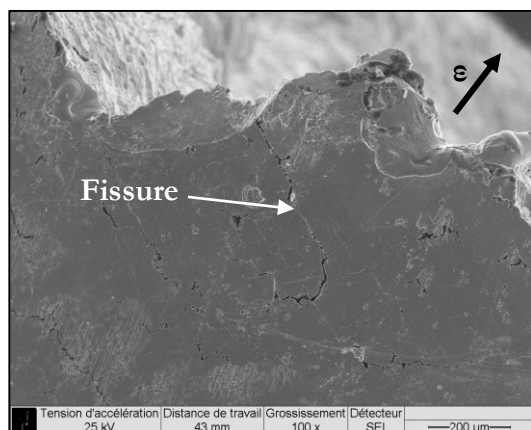
Figure IV-38 : Duplex MB - Observations MEB de la surface de rupture,  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,8\%$



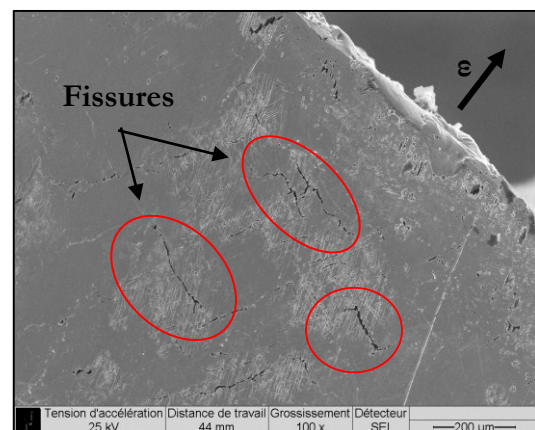
- **Observation des fûts des éprouvettes**

Des observations des fûts des éprouvettes de l'acier inoxydable duplex MB ont été effectuées. Sur la Figure IV-39 sont présentées les observations des éprouvettes testées à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,6\%$  et  $\pm 0,8\%$ . Des fissures secondaires sont observées près de la surface de rupture confirmant l'amorçage des fissures en surface (Figure IV-39 a) b) e) et f)). Les fissures secondaires présentent un chemin tortueux et ramifié, traversant ainsi les grains ferritiques et austénitiques.

De nombreuses bandes de glissement ont été observées sur différents grains. Ces bandes de glissement sont considérées comme zones d'amorçage de fissure. En effet, Strubbia et al. [Strubbia et al., 2014] ont montré que les fissures s'amorcent sur des zones d'extrusion/intrusion sur les grains ferritiques. Les auteurs ont montré aussi que les bandes de glissement sont localisées sur les grains ferritiques. En outre, quand une fissure s'amorce dans une seule bande de glissement dans la phase ferritique, elle traverse le joint de grain et se propage selon le mode transgranulaire, ce qui est observé sur la Figure IV-39 d) sur le fût de l'éprouvette testée à 0,6% de déformation totale. De plus, quand le chargement n'est pas suffisant pour activer une source de dislocations dans les grains voisins, la fissure est incapable de traverser les barrières microstructurales et se propage tout au long du joint de grain.



(a)



(b)

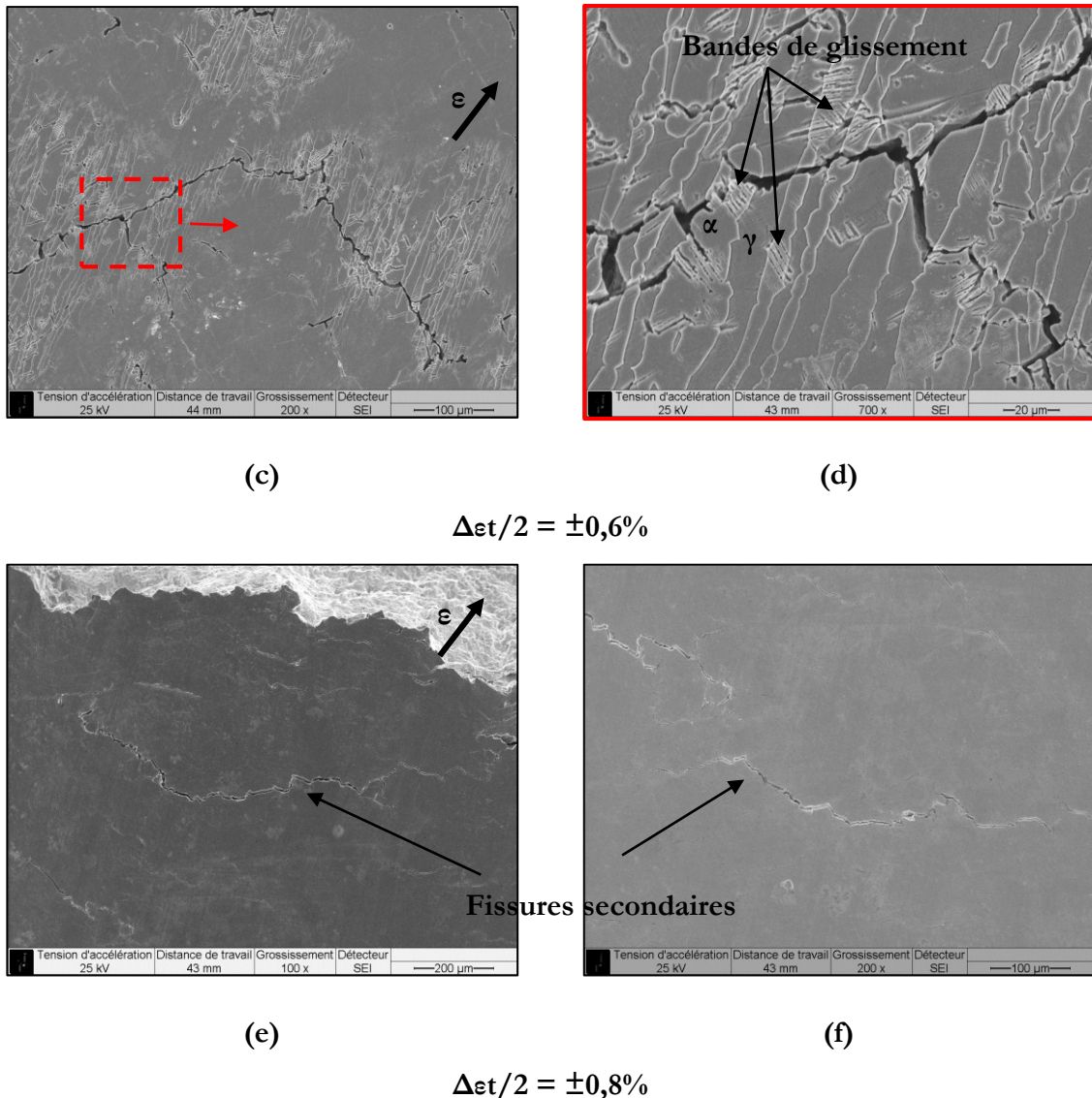


Figure IV-39 : Duplex MB - Observation des fûts des éprouvettes testés jusqu'à rupture

#### IV.2.6.2. Mécanismes d'endommagement dans le métal d'apport

- Observation des surfaces de rupture

A faible niveau de déformation imposée ( $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$ ), la surface de rupture présente un aspect plan avec la présence de quelques rivières (Figure IV-40). A ce niveau de déformation imposée, l'amorçage de fissure semble être multiple. Les différentes fissures ainsi créées se propagent et coalescent pour joindre la fissure principale. Par ailleurs, la surface de rupture présente un fort matage dû au contact entre les surfaces de l'éprouvette au cours de la compression.

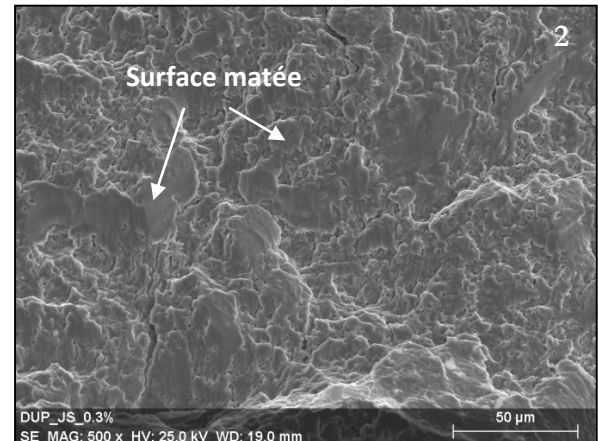
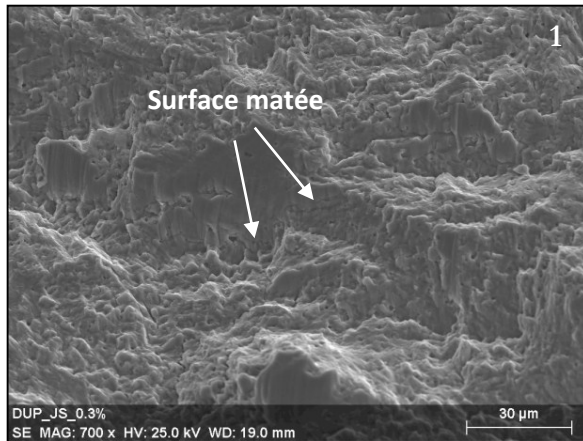
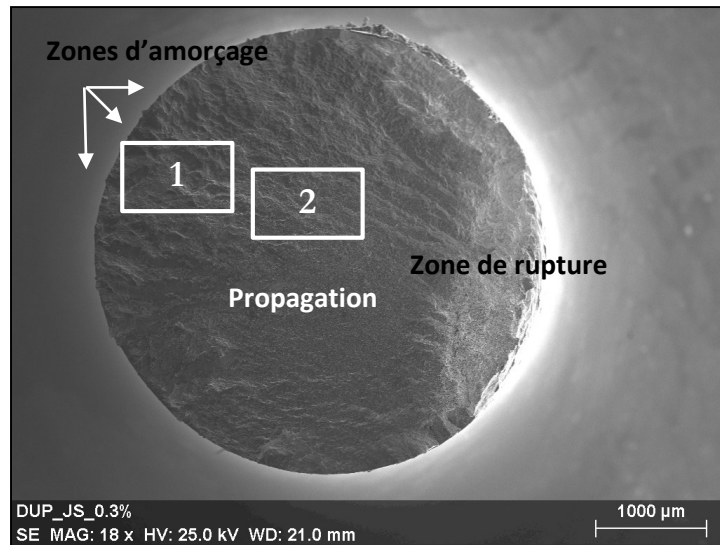


Figure IV-40 : Duplex JS - Observations MEB de la surface de rupture,  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$

A  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,8\%$ , un amorçage translamellaire a été observé (Figure IV-41). Les microfissures ainsi amorcées se propagent entre les lamelles soit en suivant la direction principale de propagation, ou bien en profondeur de l'éprouvette. A ce niveau de déformation totale imposée, l'endommagement est accentué par la décohésion entre les lamelles (zone 2). Sur la zone de rupture (zone 3), de nombreuses cupules sont observées, caractéristique de la rupture ductile de l'éprouvette.



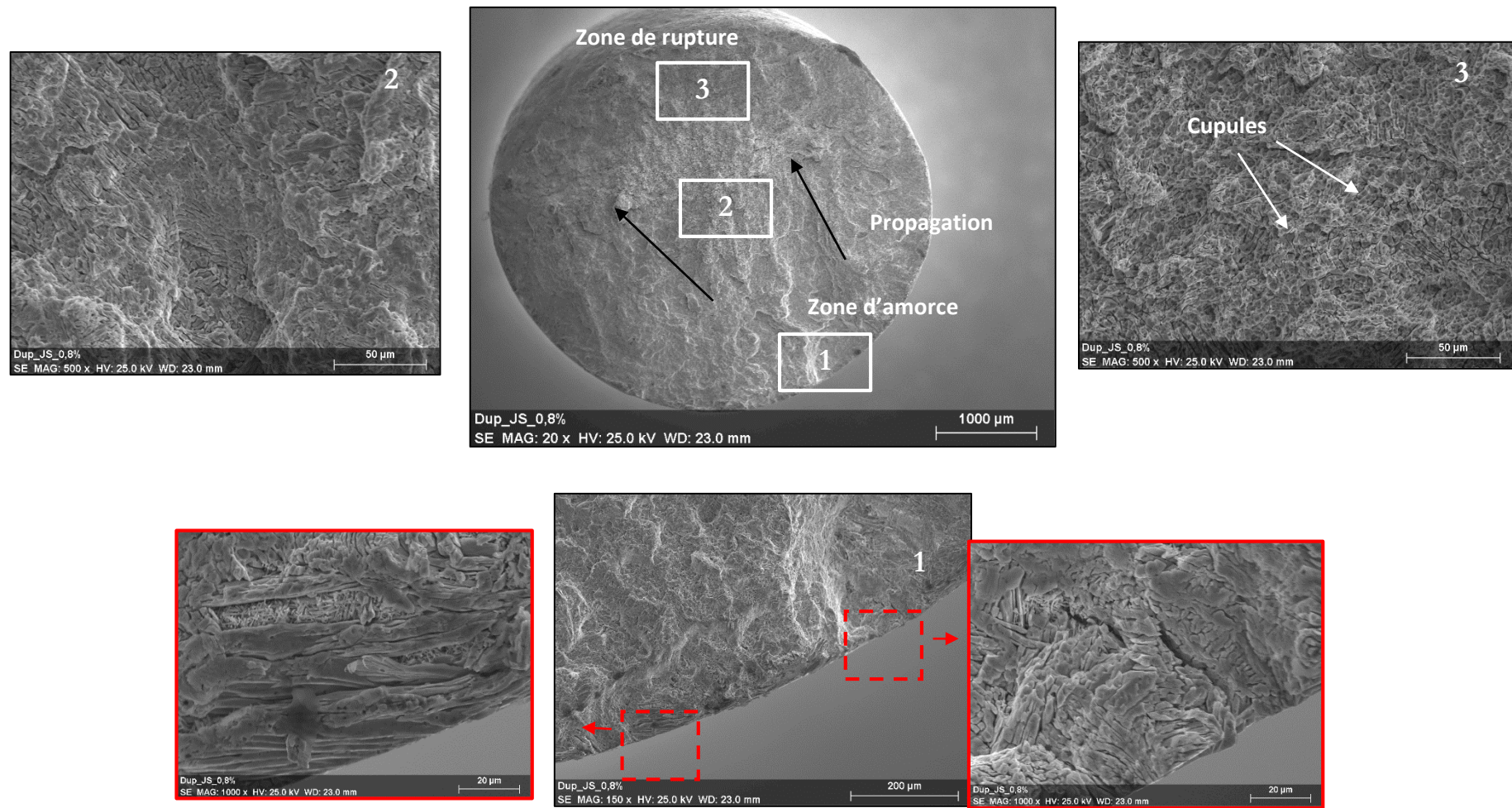
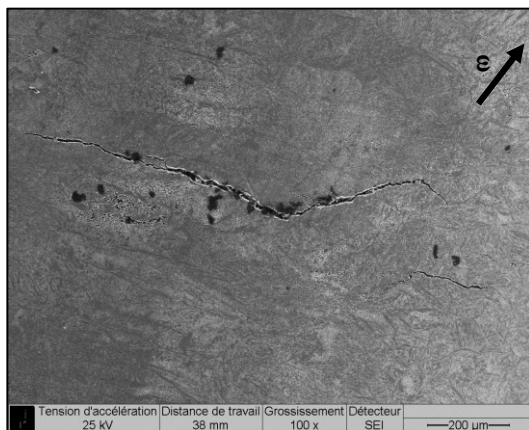


Figure IV-41 : Duplex JS - Observation MEB de la surface de rupture,  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,8\%$

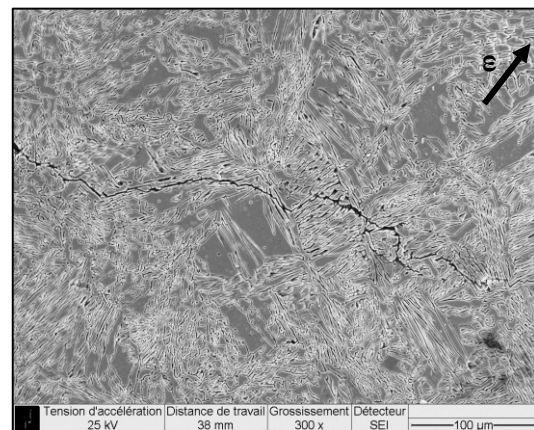
- **Observation des fûts des éprouvettes**

Les observations des fûts des éprouvettes ont été effectuées sur les éprouvettes testées à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,3\%$  et  $\pm 0,8\%$ . De nombreuses fissures secondaires s'amorcent et se propagent en surface atteignant parfois des longueurs supérieures à  $500\mu\text{m}$  (Figure IV-42 a) et b)). La fissure se propage en mode trans-lamellaire et transgranulaire (Figure IV-42 c) et d)).

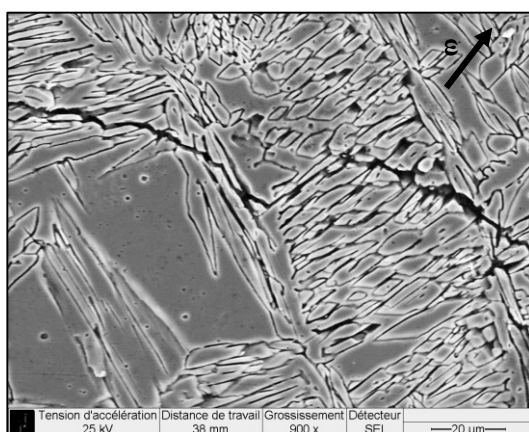
Sur la Figure IV-42 e) est présentée une observation proche de la surface de rupture de l'éprouvette testée à  $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,8\%$ . On remarque une forte décohésion entre les lamelles d'austénite montrant un endommagement translamellaire. Les fissures ainsi formées sont ouvertes et perpendiculaires au sens du chargement. A ce niveau de déformation, l'effort de traction important accentue la décohésion entre les lamelles et provoque un endommagement plus élevé.



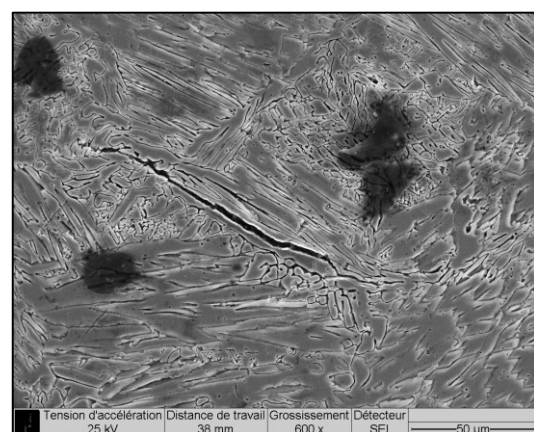
(a)



(b)

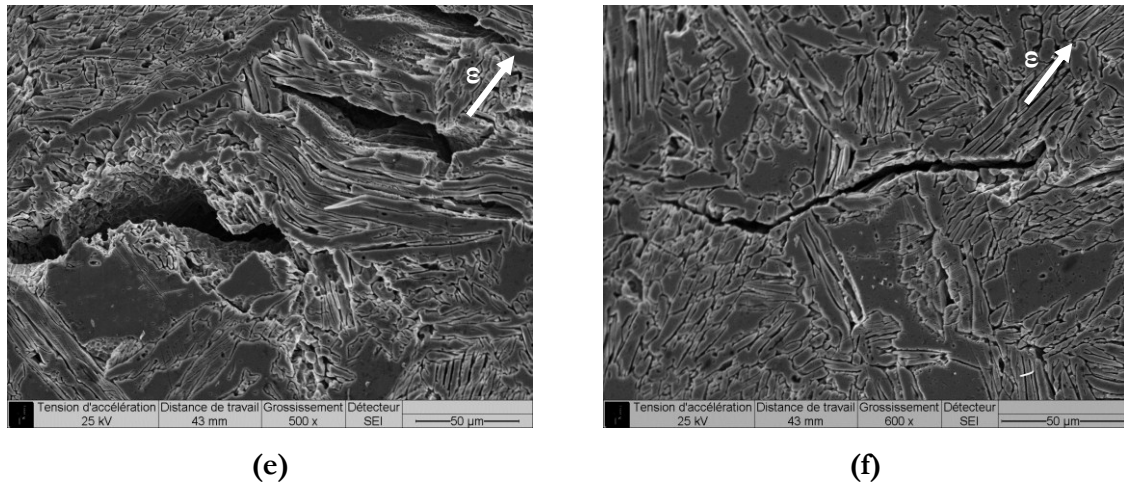


(c)



(d)

$$\Delta\epsilon_t/2 = 0,3\%$$



$$\Delta\epsilon_t/2 = 0,8\%$$

Figure IV-42 : Duplex JS - Observation des fûts des éprouvettes testés jusqu'à rupture

### **Bilan :**

- Les éprouvettes **MB** et **JS** de l'acier inoxydable duplex présentent le même comportement cyclique à faible niveau de déformation totale imposée. Cette similarité est probablement due à la prédominance du comportement cyclique par les grains austénitiques à faible niveau de déformation et par les grains ferritiques à haut niveau de déformation.
- La durée de vie des éprouvettes duplex JS est plus faible que celle du MB.
- La durée de vie est gouvernée par l'amplitude de contrainte à haut niveau de déformation et par la microstructure à faible niveau de déformation
- L'amorçage des fissures s'effectue en surface pour les éprouvettes MB et JS.
- Dans le MB, la fissure s'amorce dans les grains ferritiques, et son mode de propagation est transgranulaire et dans les joints de grains.
- Dans les JS, la fissure s'amorce entre les lamelles et son mode de propagation est trans-lamellaire et transgranulaire.
- A faible niveau de déformation, la surface est fortement matée dans les éprouvettes MB et JS. A fort niveau de déformation, des fissures secondaires sont observées et se propagent en profondeur.

---

---

---

# **CHAPITRE V :**

## **Etude de la cinétique de fissuration dans les aciers inoxydables soudés**



## V. Etude de la cinétique de fissuration dans les aciers inoxydables soudés

### V.1. Conditions d'essais

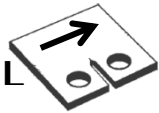

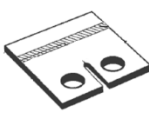
Des essais de fissuration ont été effectués sur les deux matériaux de l'étude ainsi que leurs joints soudés. Les valeurs de  $\Delta K$  sont déterminées à partir des équations données dans le chapitre II, ainsi pour chaque longueur de fissure mesurée est associée une valeur de  $\Delta K$  correspondant au chargement.

Les essais sont effectués sur des éprouvettes CT32 à température ambiante avec une fréquence de 20 Hz appliquée avec des rapports de chargement  $R = 0,1$  et  $R = 0,5$ . Les éprouvettes testées sont usinées comme suit:

- Entaille perpendiculaire au sens du laminage
- Entaille usinée dans le joint soudé
- Entaille usinée perpendiculairement au joint soudé

Le tableau V-1 résume les différentes configurations des essais sur chacune des éprouvettes citées précédemment.

**Tableau V-1 : Récapitulatif des essais de fissuration pour les deux matériaux de l'étude**

Eprouvette					
Rapport de chargement	0,1	0,5	0,1	0,5	0,1

### V.2. Résultats des essais de fissuration de l'acier Alloy28

L'étude de l'effet du rapport de chargement sur la cinétique de fissuration a été effectuée sur deux types d'éprouvettes ; une contenant une entaille perpendiculaire au sens du laminage et l'autre entaillée dans le cordon de soudure. L'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles ainsi que la vitesse de propagation de fissure en fonction de  $\Delta K$  ont été



déterminées. La vitesse de propagation de fissure a été calculée en utilisant la méthode de la sécante entre deux points:

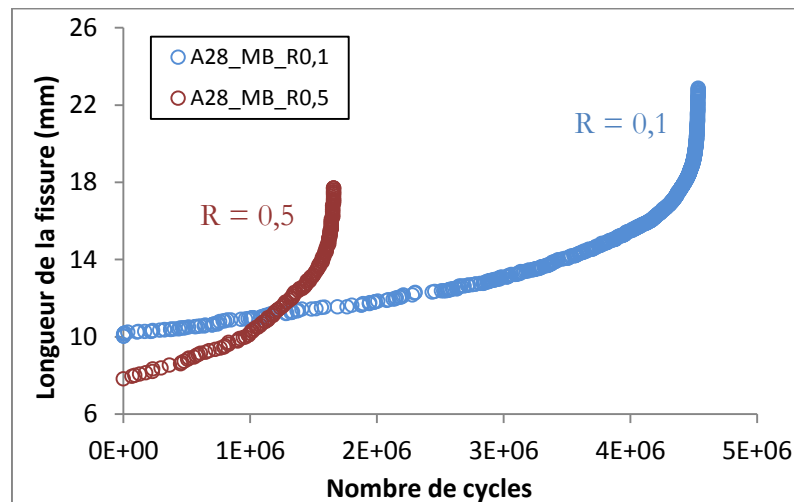
$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad \text{Eq.V-1}$$

$a_i$  est la longueur de la fissure et  $N_i$  le nombre de cycles associé à cette longueur à l'instant  $i$  pour une gamme de  $\Delta K$  entre 10 MPa $\sqrt{\text{m}}$  et 50 MPa $\sqrt{\text{m}}$ .

### V.2.1. Tenue à la fissuration du métal de base (Alloy28)

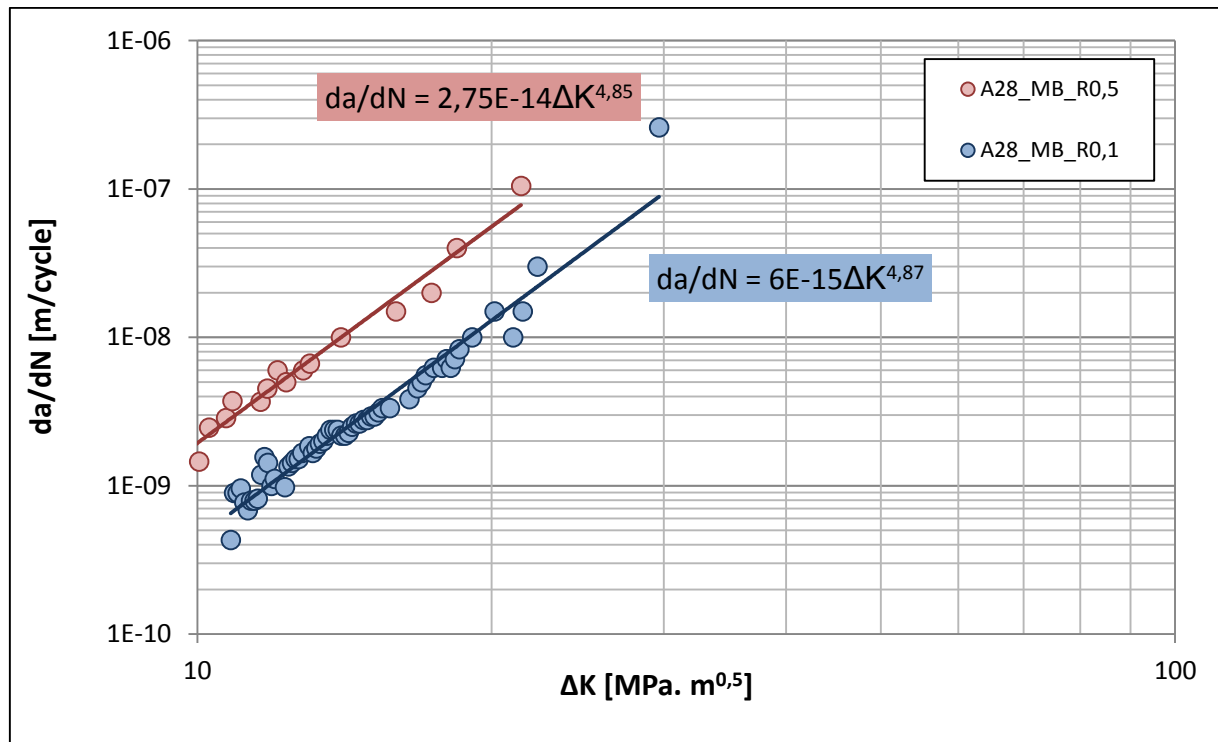
#### V.2.1.1. Analyse de la vitesse de propagation de fissure

Les courbes de l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles de l'acier Alloy28 (MB) pour les essais à  $R = 0,1$  et  $R = 0,5$  sont présentées sur la Figure V-1.



**Figure V-1 : Alloy28 MB - Effet du rapport de charge sur l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles**

Les courbes nominales de fissuration sont tracées sur un diagramme bi-logarithmique  $da/dN-\Delta K$  pour les deux rapports de chargement, et sont présentées sur la Figure V-2.



**Figure V-2 : Alloy28 MB - Effet du rapport de chargement sur les vitesses de propagation de fissure**

On remarque que la variation du rapport de charge affecte la vitesse de propagation de la fissure. Ainsi, la vitesse de propagation des fissures à  $R=0,5$  est supérieure à celle obtenue à  $R=0,1$ . En effet, pour une valeur de  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , qui se situe dans le stade II de propagation (domaine de Paris), la vitesse de propagation est de l'ordre de  $1,3 \cdot 10^{-8} \text{ m/cycle}$  à  $R = 0,5$  et elle augmente jusqu'à  $3 \cdot 10^{-9} \text{ m/cycle}$  à  $R = 0,1$ .

$da/dN$  suit la loi de Paris:

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad \text{Eq.V-2}$$

Les paramètres  $C$  et  $m$  sont identifiés dans le tableau V-2

**Tableau V-2 : Alloy28 MB - Coefficient de la loi de Paris**

R	C	m
0,1	$6 \cdot 10^{-15}$	4,87
0,5	$2,75 \cdot 10^{-14}$	4,84

### V.2.1.2. Mécanismes de propagation des fissures

Afin d'identifier les mécanismes de propagation des fissures, des observations sous microscopie optique et MEB ont été effectuées sur le chemin de la fissure ainsi que sur les surfaces de ruptures des éprouvettes testées. Le chemin de la fissure de l'éprouvette Alloy28 MB à  $R=0,5$  est présenté sur la Figure V-3.

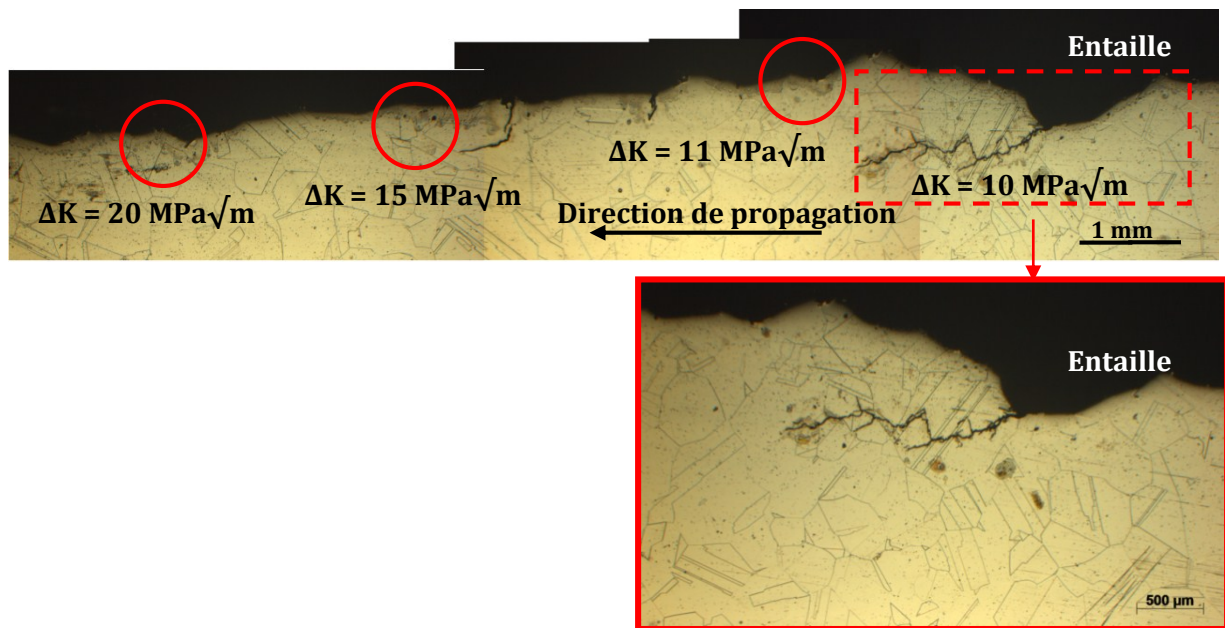


Figure V-3 : Alloy28 MB - Chemin de la fissure,  $R = 0,5$

On remarque que le chemin de la fissure est peu dévié et on note la présence de fissures secondaires en profondeur ainsi que des ramifications. Il semble qu'à des valeurs de  $\Delta K$  proches de  $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , le chemin de la fissure dépend de la microstructure et se propage dans les joints de grains ou de macles provoquant ainsi un chemin incliné par rapport à l'axe de chargement. A des valeurs de  $\Delta K$  plus élevées, la fissure traverse les grains et les macles donnant ainsi lieu à un mode de propagation transgranulaire.

Les observations des surfaces de ruptures de l'Alloy28 MB sont montrées sur la Figure V-4. Ces fractographies confirment un régime de propagation transgranulaire en stade II. Pour une valeur de  $\Delta K = 11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , ( $da/dN = 3,2 \cdot 10^{-9} \text{ m/cycle}$ ), on remarque qu'il existe des propagations locales de la fissure. En effet, le joint de grain ou de macle observé à  $\Delta K = 11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  confirme

le mode de propagation transgranulaire. Pour les valeurs de  $\Delta K = 15$  et  $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , les surfaces de rupture montrent qu'il existe plusieurs facettes de clivage et de relief ainsi que des fissures secondaires. A forts  $\Delta K$  ( $21,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ), l'observation montre la présence de fissures secondaires et de cupules qui correspondent aux lèvres de cisaillement.

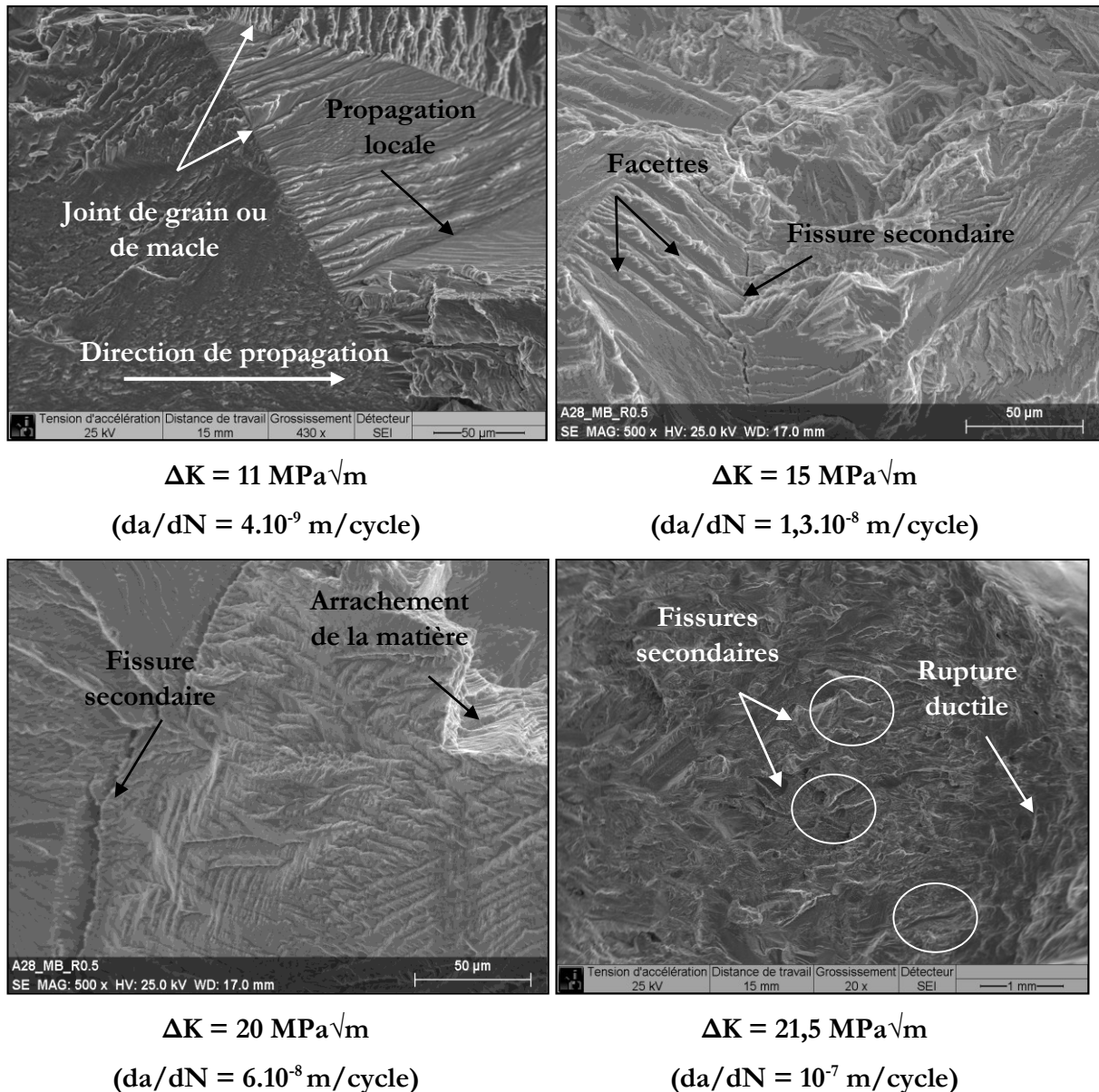


Figure V-4 : Alloy28 MB - Surfaces de rupture à différentes valeurs de  $\Delta K$ ,  $R = 0,5$

La surface de rupture observée à l'aide du microscope optique ainsi que le chemin de la fissure de l'éprouvette testée à  $R = 0,1$  sont présentés sur la Figure V-5 a) et b) respectivement. On remarque la rugosité de la surface de rupture est élevée. Elle est prouvée par la tortuosité du chemin

de la fissure. Ce dernier montre plus de déviations que celui de l'éprouvette testée à  $R = 0,5$  avec la présence de fissures secondaires qui se propagent en profondeur. Les observations de la surface de rupture de l'éprouvette testée à  $R = 0,1$  (Figure V-6) montre qu'à  $\Delta K = 10,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , l'existence d'une fissure secondaire qui peut être localisée dans un joint de grain. Le mode de propagation est ainsi intergranulaire. A ce niveau de  $\Delta K$ , la surface possède une rugosité élevée. On note aussi la présence de facettes de clivage. A  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , la surface de rupture a quasiment le même mécanisme de propagation que celui observé à  $R = 0,5$ . A  $\Delta K = 33 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , les vitesses de propagation de fissure ne figurent pas dans le diagramme  $da/dN - \Delta K$  à cause d'une perturbation dans les mesures. A ce niveau de  $\Delta K$ , les stries de fatigue sont nettement visibles. La vitesse de propagation déterminée en mesurant les interstries vaut  $7,1 \cdot 10^{-7} \text{ m/cycle}$ , ce qui est une valeur nettement supérieure à celle déterminée à  $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

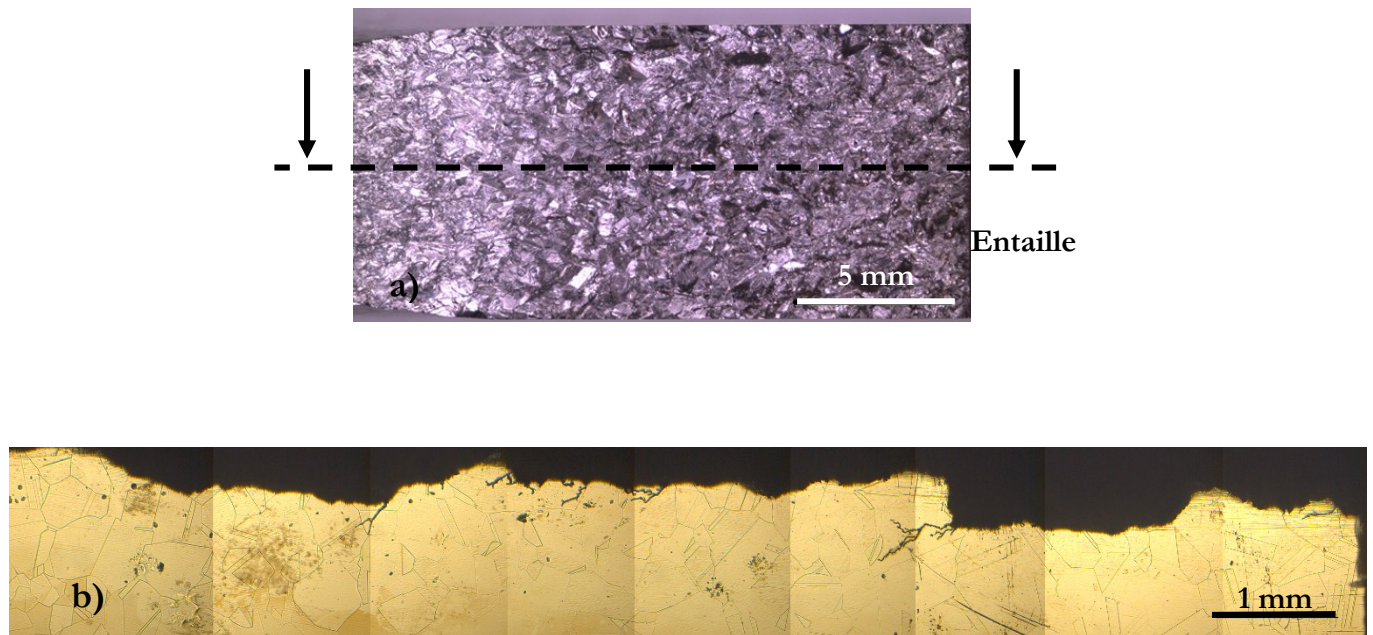
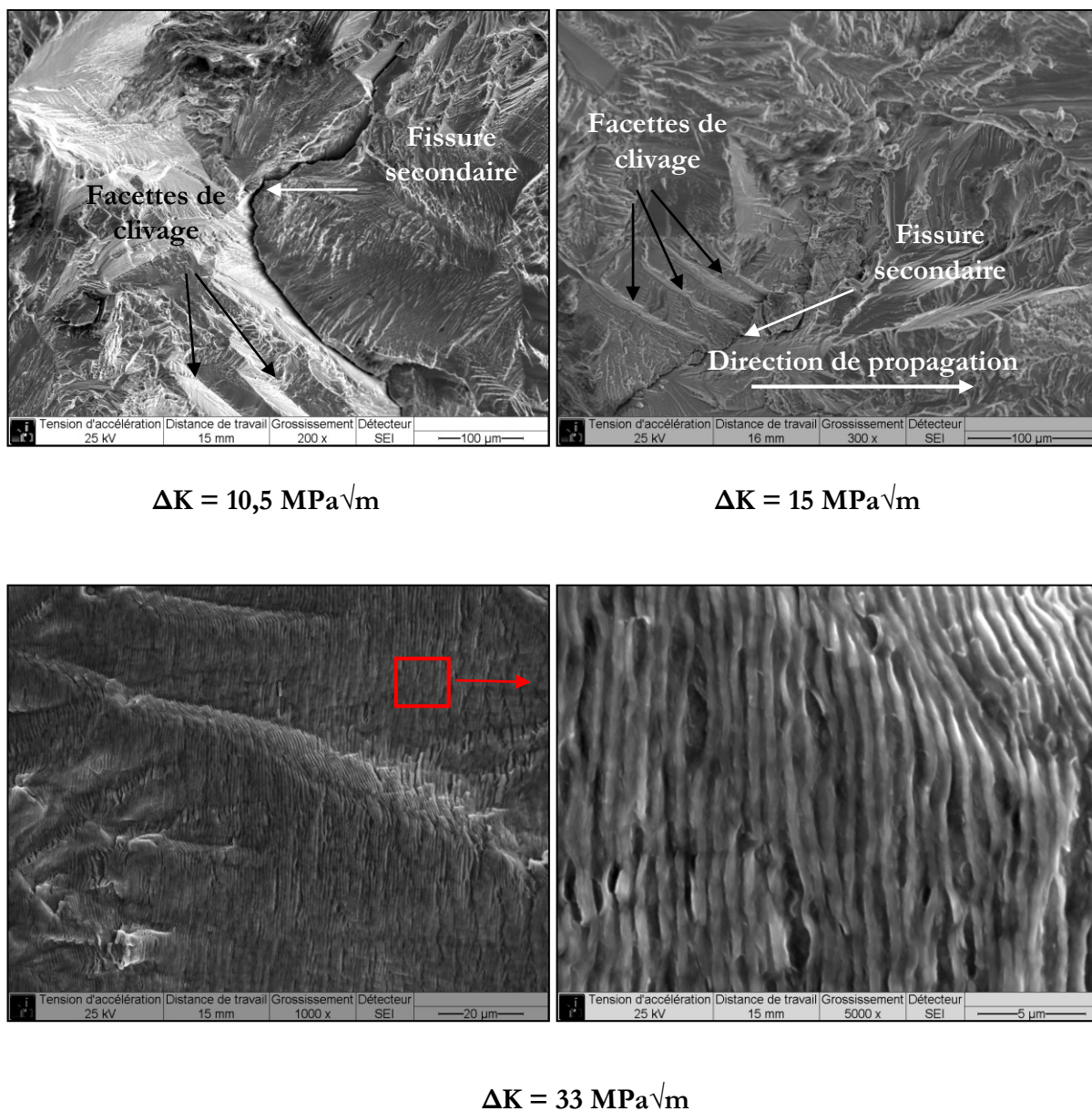


Figure V-5 : Alloy 28 MB  $R = 0,1$  – a) surface de rupture, b) Chemin de la fissure





**Figure V-6 : Alloy28 MB - Surfaces de rupture à différentes valeurs de  $\Delta K$ ,  $R = 0,1$**

En conclusion, le mécanisme de propagation des fissures dans l'acier Alloy28 (MB) n'est pas influencé par le rapport de charge (entre 0,1 et 0,5) et dépend de la valeur de  $\Delta K$ . Pour les faibles valeurs de  $\Delta K$ , la propagation est influencée par la microstructure alors que pour les fortes valeurs de  $\Delta K$ , le mécanisme de propagation est transgranulaire avec la présence de stries de fatigue.

## V.2.2. Tenue à la fissuration dans le métal d'apport

### V.2.2.1. Analyse de la vitesse de propagation de fissure

Les essais de fissuration ont été effectués sur des éprouvettes entaillées dans le cordon de soudure. La fissure se propage dans ce cas dans la même direction que celle de l'avancée des passes de soudage (Figure V-7). Les courbes  $da/dN$ - $\Delta K$  obtenues sur des éprouvettes entaillées dans le cordon de soudure sont illustrées sur la Figure V-8 pour deux rapports de charge (0,1 et 0,5). A  $R=0,1$ , les mesures de la longueur de la fissure ont été réalisées à l'aide de la binoculaire, ce qui limite le nombre de points sur la courbe  $da/dN$ - $\Delta K$ .

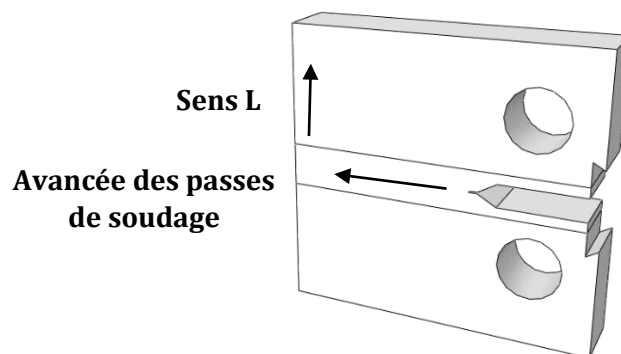


Figure V-7 : Schéma de l'éprouvette CT entaillée dans la soudure

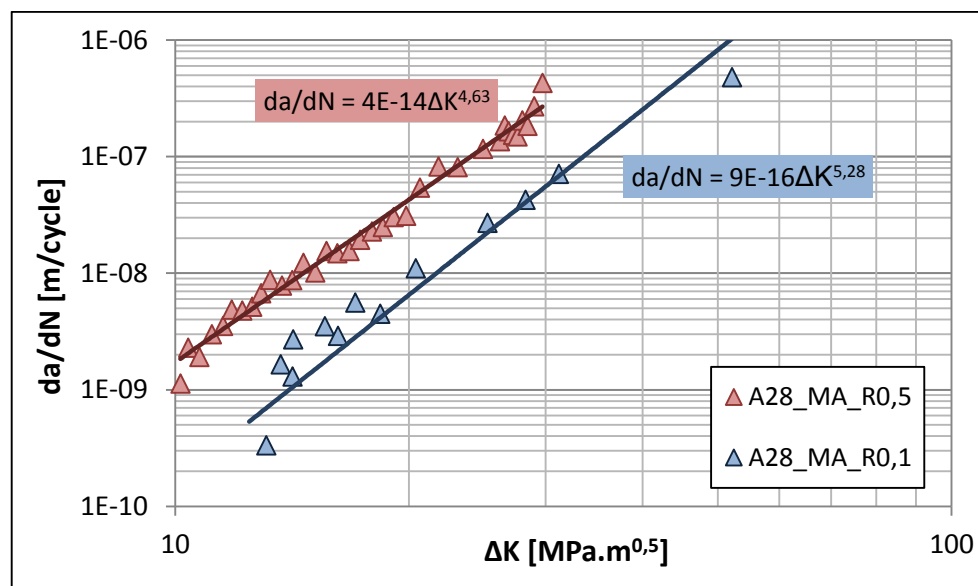


Figure V-8 : Alloy28 Ma - Effet du rapport de chargement sur les vitesses de propagation de fissure

On remarque que le rapport de charge affecte la vitesse de propagation de la fissure, avec une vitesse supérieure à  $R=0,5$  pour une même valeur de  $\Delta K$ . Pour une valeur de  $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , situé dans le stade II de propagation,  $da/dN$  vaut  $3,2 \cdot 10^{-8} \text{ m/cycle}$  pour  $R = 0,5$  et  $10^{-8} \text{ m/cycle}$  à  $R = 0,1$ .

Les paramètres de la loi de Paris ont été identifiés et sont présentés dans le tableau V-3.

**Tableau V-3 : Alloy28 MA - Coefficients de la loi de Paris**

<b>R</b>	<b>C</b>	<b>m</b>
0,1	$9 \cdot 10^{-16}$	5,28
0,5	$4 \cdot 10^{-14}$	4,63

On constate que le rapport de charge affecte les paramètres de la loi de Paris et particulièrement l'exposant  $m$  qui diminue lorsque  $R$  augmente.

#### *V.2.2.2. Mécanismes de propagation des fissures*

Le chemin de la fissure observé au MEB de l'éprouvette testée à  $R = 0,5$  est présenté sur la Figure V-9. Ce dernier présente des déviations et un aspect tortueux. A faible valeurs de  $\Delta K$ , la surface de rupture est quasi-rectiligne incliné  $45^\circ$  par rapport à la direction de chargement. A partir d'une valeur de  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , le chemin devient plus sinueux avec la présence de fissures secondaires. Au-delà de  $\Delta K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , le chemin présente une zone de déchirure par fatigue caractérisant les zones à fort  $\Delta K$ .



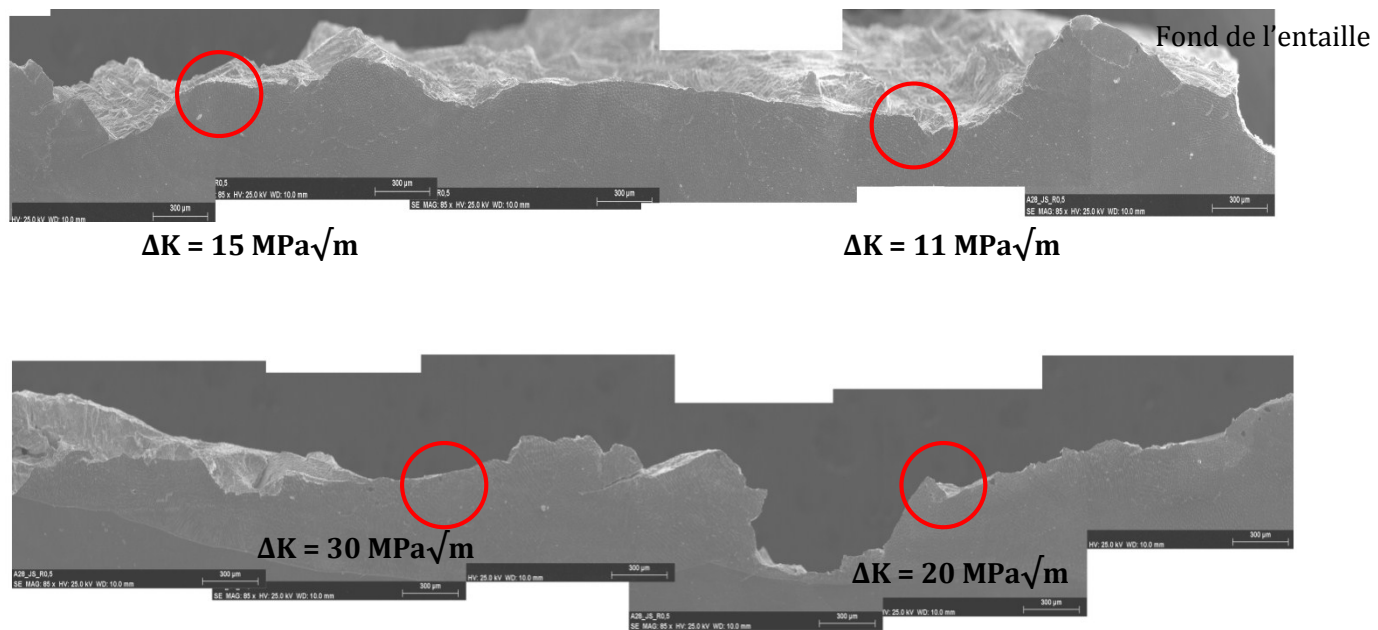
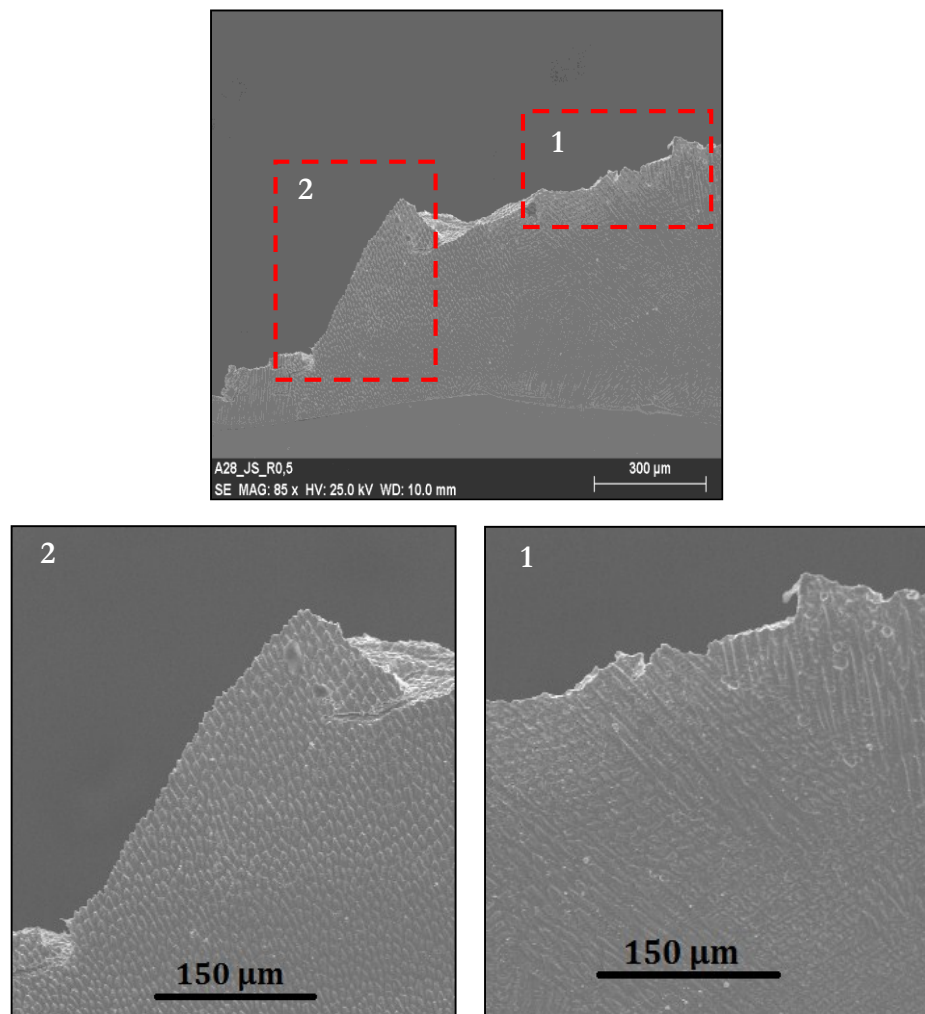


Figure V-9 : Alloy28 MA - chemin de la fissure de l'éprouvette, R = 0,5

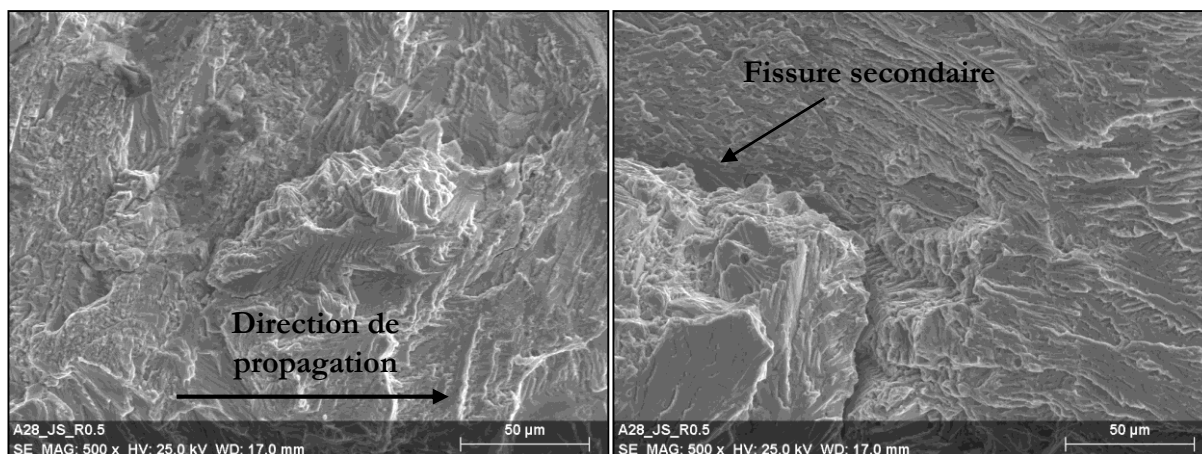
A plus fort grossissement de la zone correspondant à  $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $da/dN = 3.10^{-8} \text{ m/cycle}$ ) présenté sur la Figure V-10, on remarque que le chemin de fissure est fortement dépendant de la microstructure. Comme illustré dans le chapitre II, les grains dendritiques du métal d'apport ont des orientations aléatoires qui dépendent de la direction des passes de la soudure. Une telle microstructure induit un changement du chemin préférentiel de la fissure selon l'orientation des grains dendritiques.

Ce même résultat a été trouvé dans les études de Jang et al. sur la propagation des fissures dans l'acier inoxydable austénitique 316L soudé [Jang et al., 2010]. Les auteurs ont trouvé que le chemin de la fissure est fortement dépendant de la microstructure, et plus précisément l'orientation des dendrites.

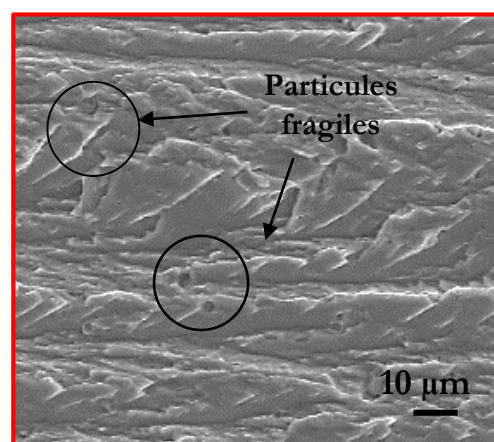
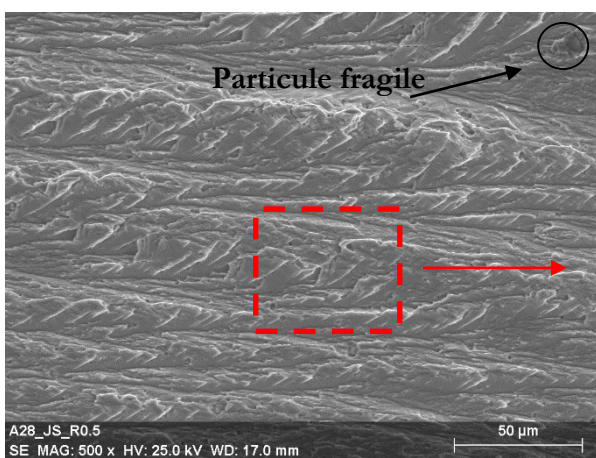


**Figure V-10 : Alloy28 MA - Zoom sur la zone correspondant à  $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  $R = 0,5$**

Les observations des surfaces de rupture à  $R = 0,5$  et à différents  $\Delta K$  sont présentées sur la Figure V-11. A  $\Delta K=11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , la surface de rupture semble être rugueuse avec la présence de quelques microfissures secondaires. A  $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , la surface de rupture garde le même aspect avec la présence d'une fissure secondaire profonde. En revanche, on remarque la présence de particules fragiles, comme les précipités, à  $\Delta K=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Ces particules sont considérées comme défauts de soudage et peuvent être des zones de concentration de contrainte. A  $\Delta K=30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $da/dN = 3.10^{-8} \text{ m/cycle}$ ) et  $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , on remarque qu'il existe de nombreuses cupules ductiles qui caractérisent les fortes vitesses de propagation de la fissure.

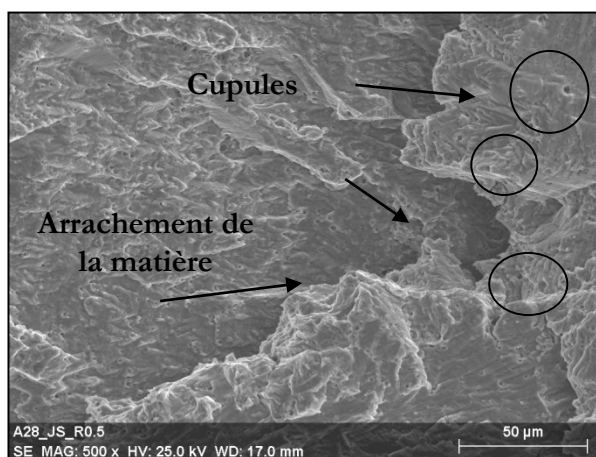


$\Delta K = 11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $da/dN = 3.10^{-9} \text{ m/cycle}$ )     $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $da/dN = 8.10^{-9} \text{ /cycle}$ )

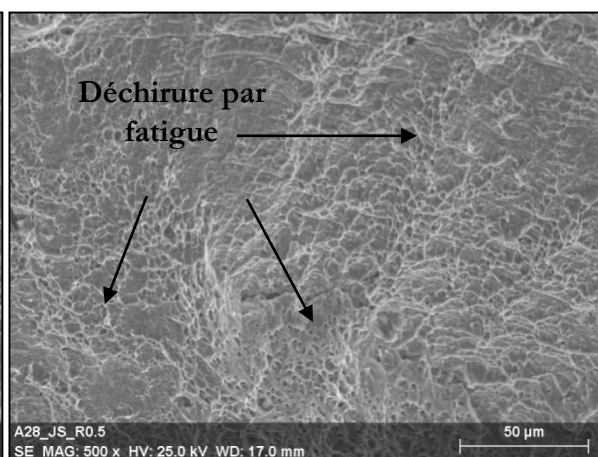


$\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $da/dN = 10^{-8} \text{ m/cycle}$ )

Zoom sur  $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



$\Delta K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $da/dN = 4.10^{-7} \text{ /cycle}$ )



$\Delta K = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Figure V-11: Alloy28 MA - Surface de rupture, R = 0,5

En conclusion, la cinétique de propagation de la fissure dans le métal d'apport est influencée par le rapport de charge. Le mécanisme d'endommagement ainsi déterminé dépend fortement de la microstructure à différentes valeurs de  $\Delta K$ .

### V.2.3. Comparaison de la tenue à la fissuration entre métal de base et métal d'apport

Les courbes de fissuration  $da/dN$ - $\Delta K$  à  $R=0,5$  et  $0,1$  de l'acier inoxydable Alloy28 MB et MA sont reportées sur la Figure V-12. Les vitesses de propagation de fissure sont comparables dans la gamme de  $\Delta K$  entre 10 et 30  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

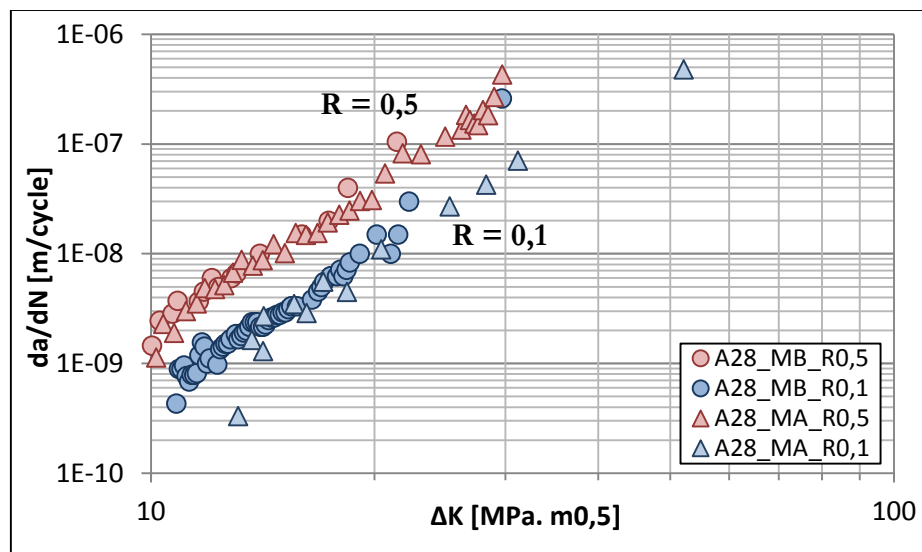


Figure V-12 : Alloy28 -  $da/dN = f(\Delta K)$ , comparaison entre MB et MA

La Figure V-12 montre que le rapport de chargement affecte la vitesse de propagation de fissure dans les deux matériaux. En effet, il est probable que la vitesse de propagation est fortement influencée par le phénomène de fermeture à  $R = 0,1$  (Figure V-5). Le chemin de la fissure de l'éprouvette Alloy28 MB observée à ce niveau de rapport de chargement montre une tortuosité plus élevée que celui observé à  $R = 0,5$ , marquée par des déviations importantes. De plus, une microstructure à gros grains peut engendrer des bifurcations par rapport à l'axe de chargement. Trudel [Trudel, 2013] a montré, dans le cadre des travaux de sa thèse, que le chemin de la fissure de l'acier inoxydable martensitique CA6NM présente des déviations importantes à  $R = 0,1$  comparé à celui testé à  $R = 0,5$ . Ces déviations sont à l'origine du phénomène de fermeture par rugosité qui entraîne ainsi une réduction de la vitesse de propagation de fissure à  $R = 0,1$ .

La plasticité en front de fissure peut être aussi un facteur qui provoque la fermeture de la fissure. Dans le même contexte, les travaux de thèse de Kokleang Vor sur l'acier inoxydable austénitique 304L mettent en évidence la présence du phénomène de fermeture par plasticité à faible rapport de chargement ( $R = 0,1$ ). Le dépouillement prenant en compte la fermeture donne une courbe  $da/dN-\Delta K_{eff}$  unique pour tous les rapports de chargement étudiés [Vor, 2011].

Pour mettre en évidence l'effet de la plasticité sur la fermeture, les travaux de Pommier [Pommier, 2002] sur les aciers inoxydables austénitiques 316 ont montré une relation entre la fermeture et le comportement cyclique du matériau. Ce dernier présente un effet Bauschinger élevé traduisant un fort écrouissage cinématique. Par ailleurs, les aciers inoxydables Alloy28 MB et MA présentent à leur tour un effet Bauschinger élevé. Ceci peut conduire au contact entre les lèvres de la fissure et par la suite au phénomène de la fermeture par plasticité. Pommier a montré aussi que la fermeture est liée à l'écrouissage cinématique en pointe de fissure. Le sillage plastique qui apparaît sur les lèvres de l'éprouvette au cours du cyclage provoque le contact entre les deux surfaces de la fissure et contribue d'une manière directe à la fermeture.

On peut considérer dans ce cas que la fermeture de la fissure dans l'acier inoxydable Alloy28 est due principalement à la rugosité de la surface de rupture ainsi qu'à la plasticité en front de fissure. Ces deux facteurs se combinent pour réduire la vitesse de propagation de la fissure à faible rapport de chargement.

Concernant les soudures, Lieurade [Lieurade, 1983] a indiqué que la résistance à la fatigue des soudures ne dépend pas que des propriétés mécaniques mais aussi des défauts internes dans la structure. Les défauts de soudage, comme les porosités entre les dendrites, les microfissures et les précipités produits après solidification (Figure V-11) sont considérés comme des zones de concentration de contrainte qui augmentent la vitesse de propagation de la fissure.

La réduction de la vitesse de propagation de fissure dans les éprouvettes entaillées dans le MA à  $R = 0,1$  peut être due à de multiples effets. D'après la littérature, les contraintes résiduelles de traction ou de compression peuvent être présentes dans les structures soudées [Itatani et al., 1994].

Dans le cas de notre étude, les contraintes résiduelles ne sont pas quantifiées. Cependant, on peut supposer dans ce cas que plusieurs effets se combinent, comme la rugosité et les contraintes résiduelles, pour provoquer le contact entre les lèvres de la fissure à  $R = 0,1$  et par la suite réduire sa vitesse de propagation.



La similarité entre les vitesses de propagation de fissure dans le métal de base et le métal d'apport de l'acier inoxydable Alloy28 peut être due à la compensation des effets multiples. En effet, la présence des particules fragiles dans le métal d'apport accélère la vitesse de propagation de fissure, alors que les contraintes résiduelles de compression la diminuent.

**Bilan :**

- L'effet de rapport de chargement se manifeste par la réduction de la vitesse de propagation de fissure à faible rapport de chargement dans les essais menés sur le métal de base et le métal d'apport.
- Le facteur principal de la réduction de la vitesse de propagation est le phénomène de fermeture. La plasticité au fond de la fissure ainsi que la rugosité peuvent être à l'origine de la fermeture dans l'Alloy28 MB.
- Des effets multiples (contraintes résiduelles, rugosité, plasticité en front de fissure) entraînent le contact entre les lèvres de la fissure à  $R = 0,1$  dans le métal d'apport.
- Les vitesses de propagation de fissure du MB et du MA sont très similaires à  $R = 0,5$ , et une légère différence est enregistré à  $R = 0,1$ .
- Les surfaces de rupture montrent que le mécanisme de propagation de fissure est transgranulaire dans le cas du MB et MA, avec un chemin de fissure fortement influencé par la microstructure.

### V.3. Résultats des essais de fissuration sur l'acier duplex

#### V.3.1. Fissuration dans le métal de base (Duplex MB)

##### *V.3.1.1. Analyse de la vitesse de propagation de fissure*

L'étude de l'effet du rapport de charge sur la cinétique de fissuration de l'acier inoxydable duplex UNS S32550 s'effectue sur des éprouvettes entaillées perpendiculairement au sens de laminage avec des rapports de chargement  $R = 0,1$  et  $0,5$ .

Les courbes présentant l'évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles sont reportées sur la Figure V-13. On remarque que le décalage entre les courbes est d'autant plus élevé que le nombre de cycles augmente.

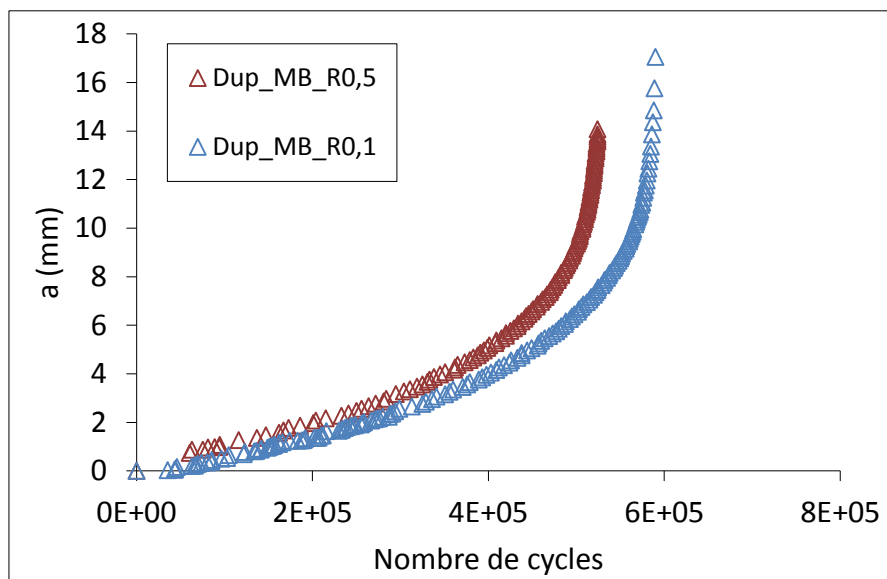
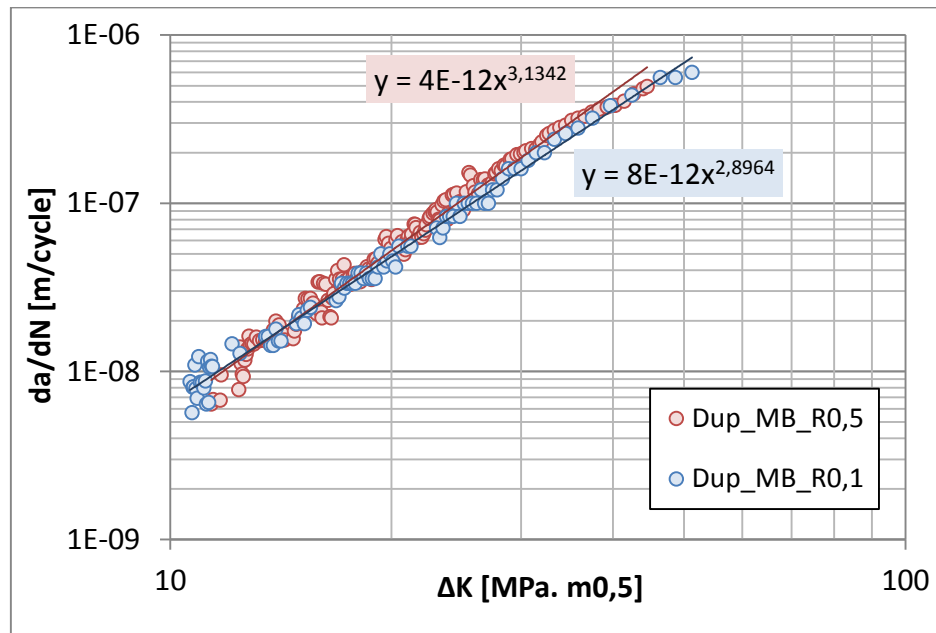


Figure V-13: Duplex MB - Evolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles

Les courbes de fissuration  $da/dN-\Delta K$  ainsi obtenues sont présentées sur la Figure V-14.



**Figure V-14 : Duplex MB - Effet du rapport de chargement sur la cinétique de fissuration**

On remarque que le rapport de chargement n'a pas un effet considérable sur les courbes de fissuration de l'acier duplex. Les paramètres de la loi de Paris ont été identifiés et sont présentés sur le tableau V-4.

**Tableau V-4 : Duplex MB - Coefficient de la loi de Paris**

<b>R</b>	<b>C</b>	<b>m</b>
<b>0,1</b>	$8 \cdot 10^{-12}$	2,8
<b>0,5</b>	$4 \cdot 10^{-12}$	3,1

D'après ces résultats, on constate que le rapport de chargement n'affecte quasiment pas les paramètres de la loi de Paris dans le cas de l'acier duplex MB.

### *V.3.1.2. Mécanismes de propagation de fissure*

Le chemin principal de la fissure de l'éprouvette testée à  $R = 0,5$  est présenté sur la Figure V-15. On remarque que le chemin de la fissure est rectiligne et ne présente pas de déviations. Par ailleurs, la surface de rupture ainsi obtenue est perpendiculaire au sens du chargement. La fissure traverse les grains austénitiques et ferritiques et ne montre pas un chemin préférentiel.



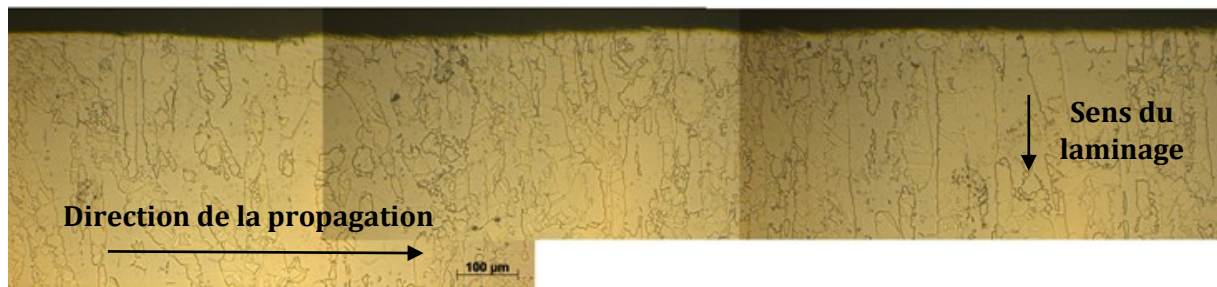
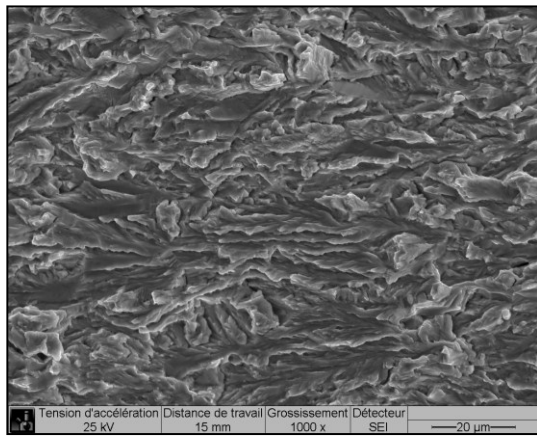
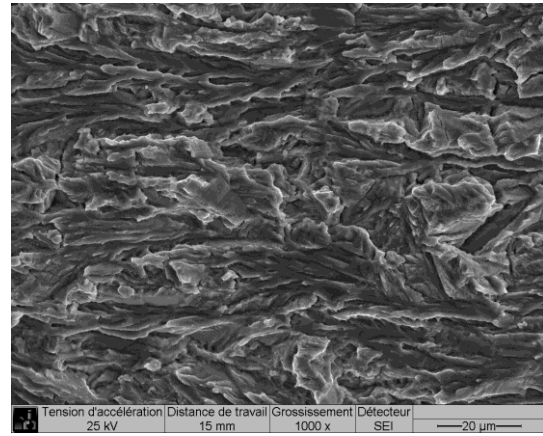


Figure V-15 : Duplex MB - Chemin de fissuration dans une éprouvette en, R = 0,5

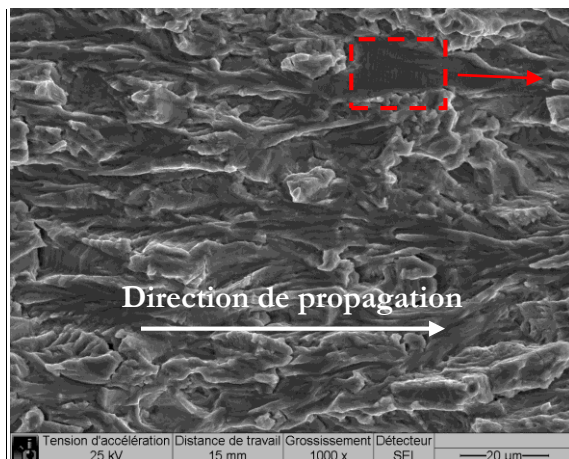
Des observations au MEB de la surface de rupture à différentes valeurs de  $\Delta K$  sont présentées sur la Figure V-16. Les surfaces de rupture montrent que le mécanisme de propagation est globalement le même quelle que soit la valeur de  $\Delta K$ . A  $\Delta K = 11$  et  $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , la surface de rupture semble avoir une rugosité faible et un aspect plan.



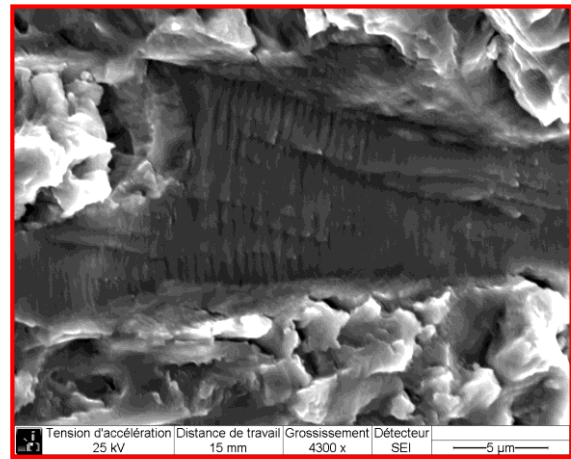
$\Delta K = 11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $da/dN = 7.10^{-9} \text{ m/cycle}$ )

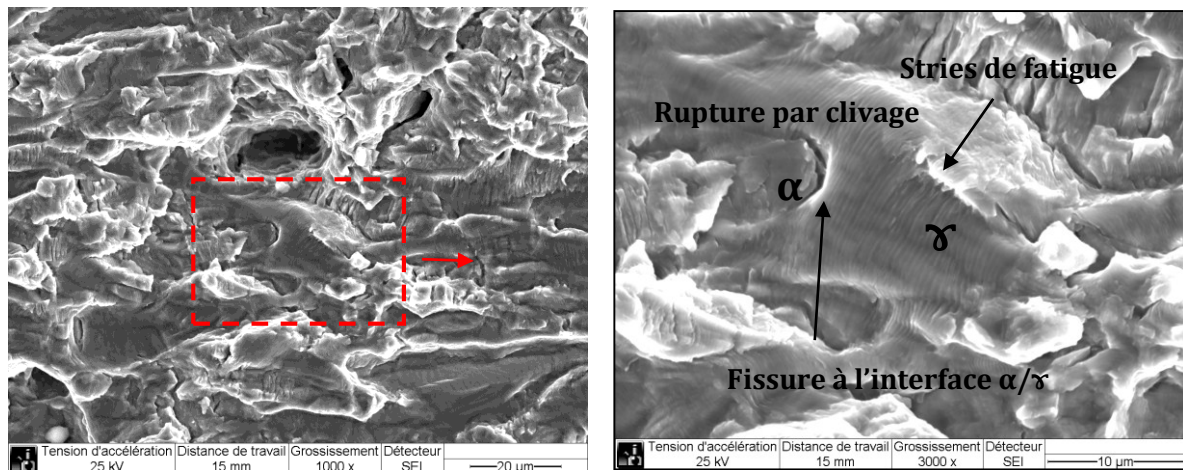


$\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $da/dN = 2.10^{-8} \text{ m/cycle}$ )

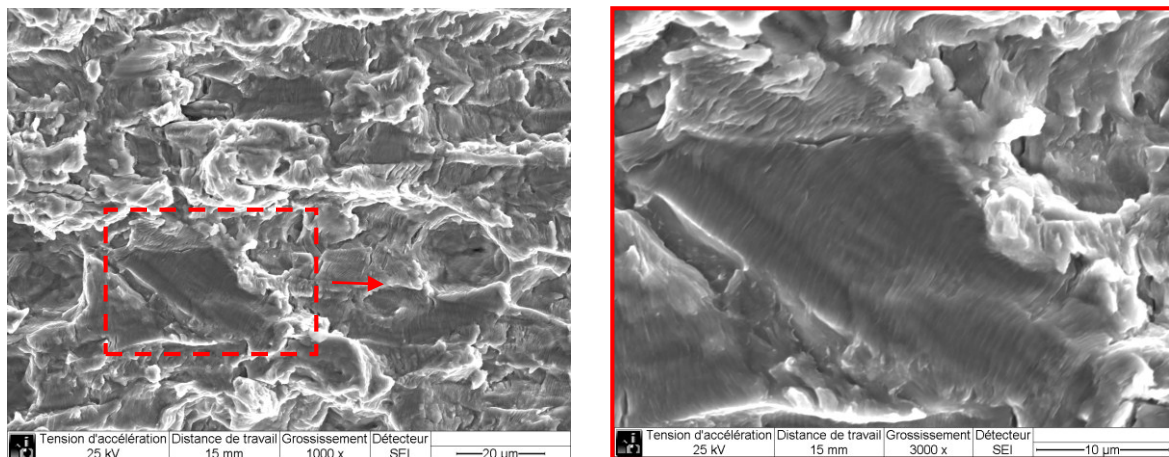


$\Delta K = 23 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ( $da/dN = 7.10^{-8} \text{ m/cycle}$ )





$$\Delta K = 39 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \text{ (da/dN} = 4 \cdot 10^{-7} \text{ m/cycle)}$$



$$\Delta K = 43 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \text{ (da/dN} = 5 \cdot 10^{-7} \text{ m/cycle)}$$

**Figure V-16: Duplex MB - Surface de rupture à différents  $\Delta K$  de l'acier inoxydable  
R = 0,5**

A forts  $\Delta K$ , on remarque la présence de microfissures à l'interface  $\alpha/\gamma$  indiquant un endommagement important. Ces microfissures sont le résultat de la décohésion entre les phases austénitiques et ferritiques. A  $\Delta K > 39$  et  $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , on remarque la présence des stries de fatigue caractérisant le stade II de propagation de fissures.

D'après Suresh, l'austénite rompt de manière ductile par cisaillement selon les systèmes de glissement  $\{111\} \langle 110 \rangle$  ou par formation de stries [Suresh, 1991]. Calonne montre que les mécanismes d'endommagement dans l'austénite dépendent de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte. L'austénite s'endommage par cisaillement à faible  $\Delta K$  et par stries de fatigue à fort  $\Delta K$  [Calonne, 2001].

La comparaison entre la vitesse de propagation macroscopique et celle déterminée à l'aide des stries de fatigue est présentée dans le tableau V-5.

**Tableau V-5 : Duplex MB R = 0,5 - Comparaison des vitesses macroscopiques et microscopiques**

$\Delta K$ (MPa $\sqrt{m}$ )	23	39	43
da/dN macro (m/cycle)	$8.10^{-8}$	$4.10^{-7}$	$5,1.10^{-7}$
da/dN interstrie (m/cycle)	$2,5.10^{-7}$	$3,7.10^{-7}$	$4,5.10^{-7}$

Les résultats montrent que les deux vitesses sont en bonne corrélation surtout à fortes valeurs de  $\Delta K$ . Ceci permet de valider les essais de fissuration sur l'acier inoxydable duplex MB.

### V.3.2. Fissuration dans le métal d'apport (Duplex MA)

#### *V.3.2.1. Analyse de la vitesse de propagation de fissure*

Un essai de fissuration avec un rapport de chargement égal à  $R=0,5$  a été effectué sur une éprouvette entaillée dans le métal d'apport de l'acier duplex de l'étude. L'essai mené à  $R = 0,1$  n'a pas été réussi à cause du blocage de l'avancée de la fissure. La courbe  $da/dN = f(\Delta K)$  ainsi obtenue est superposée à celles obtenues lors des essais sur le MB (Figure V-17). On remarque que les vitesses de propagation de fissure sont identiques dans la gamme de  $\Delta K$  étudiée.

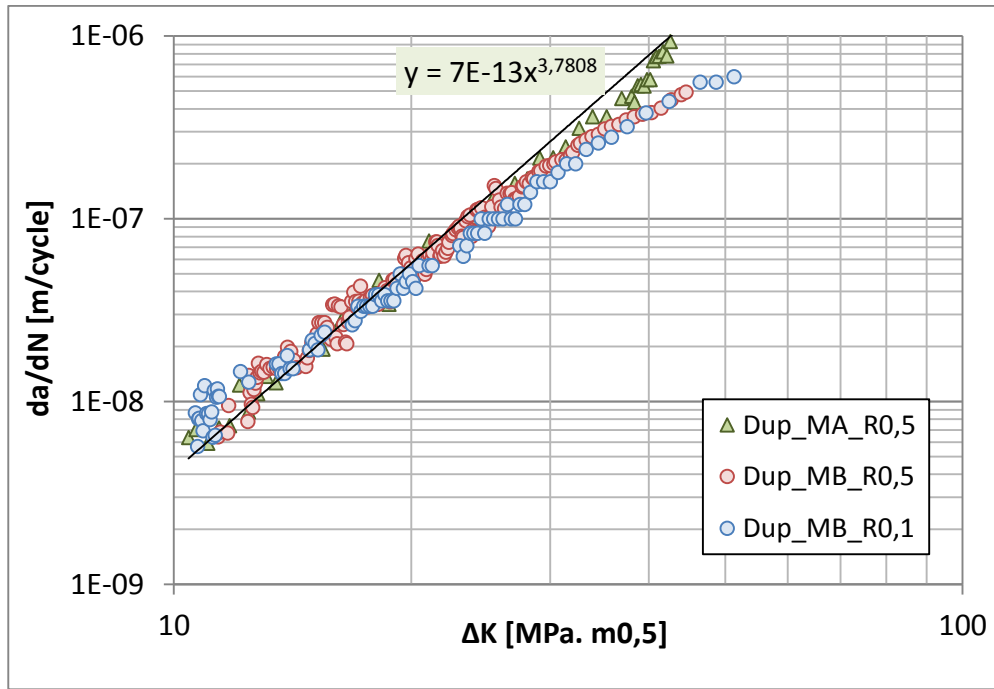


Figure V-17 : Duplex -  $da/dN = f(\Delta K)$ , comparaison entre MB et MA

Les coefficients de la loi de Paris sont donnés dans le tableau V-6.

Tableau V-6 : Duplex MA - Coefficient de la loi de Paris,  $R=0,5$

R	C	m
0,5	$7.10^{-13}$	3,78

### V.3.2.2. Analyse de la vitesse de propagation de fissure

Le chemin de la fissure entaillée dans le métal d'apport est présenté sur la figure V-18. On remarque que le trajet de la fissure est fortement influencé par la microstructure sous-jacente, traversant les joints de lamelles austénitiques et ferritiques.

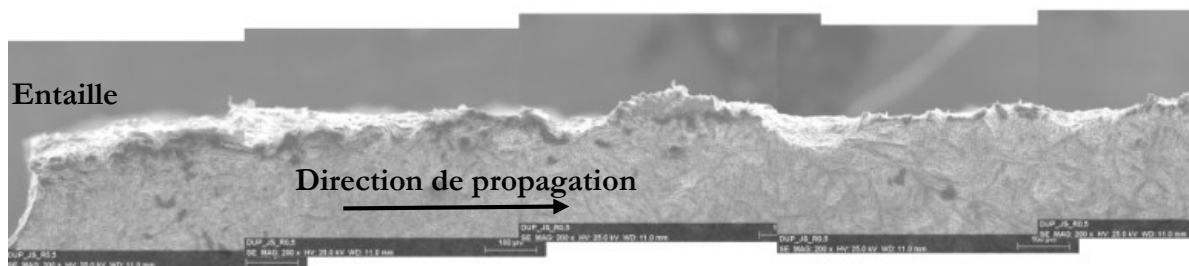
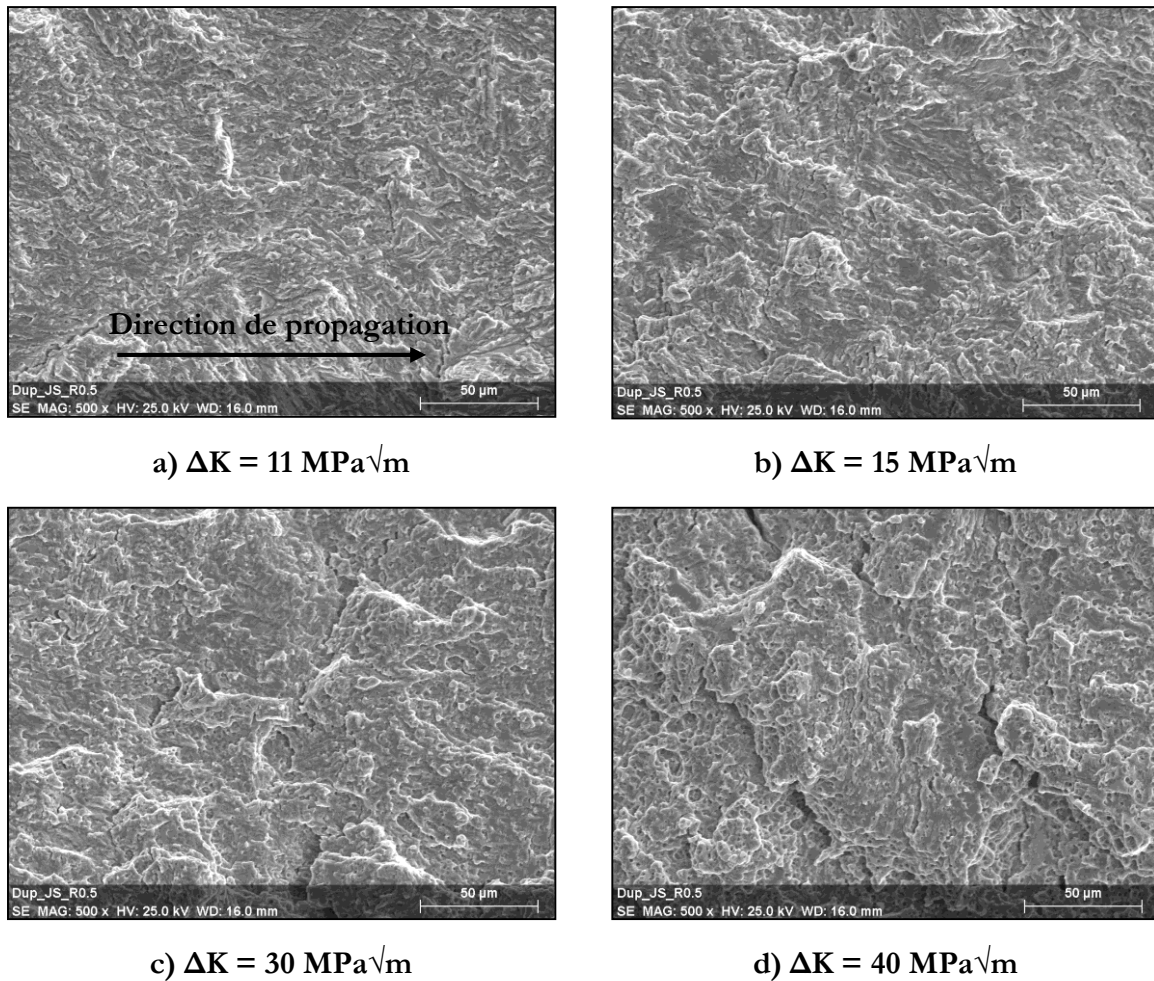


Figure V-18 : Duplex MA - Chemin de la fissure sur une éprouvette,  $R = 0,5$





**Figure V-19 : Duplex MA - Surfaces de rupture à différentes valeurs de  $\Delta K$  dans l'acier inoxydable,  $R = 0,5$**

Le mécanisme de propagation de fissure est transgranulaire. A  $\Delta K = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , on remarque la présence de cupules et de microfissures qui se propagent en profondeur (Figure V-19 (d)).

Les vitesses de propagation de la fissure de l'acier inoxydable duplex à  $R = 0,1$  et  $R = 0,5$  ne présentent pas de différence dans la gamme de  $\Delta K$  comprise entre  $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  et  $50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . La similitude des vitesses de propagation de fissure est due principalement à l'absence du phénomène de fermeture au cours de l'essai à  $R = 0,1$ . La finesse des grains dans le MB et le MA donne lieu à une surface de rupture plane et une rugosité faible. Malgré la présence d'un fort effort Bauschinger dans l'acier duplex qui peut entraîner le contact entre les lèvres de la fissure, aucun effet de rapport de chargement n'a été observé.

Comme on l'a vu précédemment (c.f. chapitre III), les paramètres des lois de comportement cyclique du MB et du MA de l'acier duplex sont très similaires. En particulier, avec des paramètres de l'érouissage cinématique non linéaire ( $C$  et  $\gamma$ ) quasi-identiques, le comportement en fissuration est le même à  $R = 0,5$ .

**Bilan :**

- L'effet du rapport de chargement sur la vitesse de propagation de fissure de l'acier duplex MB est faible. La rugosité des surfaces de rupture est faible.
- Le mécanisme de propagation de fissure dans le MB est transgranulaire, avec la présence des stries de fatigue dans les grains austénitiques, et un délaminage entre les phases à fort  $\Delta K$ .
- La fissure se propage selon le mode transgranulaire et interlamellaire dans le MB et le MA respectivement, avec un chemin de fissure qui dépend de la microstructure.

## V.4. Analyse de la fissuration sur les joints soudés

### V.4.1. Essais sur les joints soudés de l'Alloy28

Un essai de fissuration a été effectué sur une éprouvette contenant un joint soudé perpendiculaire à l'entaille (Figure V-20). La fissure se propage ainsi perpendiculairement à la direction de soudage. L'essai est mené à  $\Delta K$  constant ( $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) et  $R = 0,1$ , ce qui permet de déterminer l'évolution de la vitesse de propagation de la fissure lorsqu'elle traverse le métal d'apport. La fissure se propage dans un premier temps dans le métal de base, dont l'orientation est la même que le sens du laminage  $L$ , ensuite elle traverse le cordon de soudure. Un simple suivi optique de la longueur de la fissure a été effectué à l'aide d'une loupe binoculaire. Le compteur du nombre de cycles a été remis à zéro lorsque la fissure a atteint le MA. Les données obtenues forment un nuage de points de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles  $N$ . Un lissage des données a été effectué afin de déterminer les vitesses de propagation  $da/dN$  en prenant la pente d'une régression linéaire. Les résultats obtenus consistent en la variation du taux de propagation en fonction de la longueur de la fissure (Figure V-21).

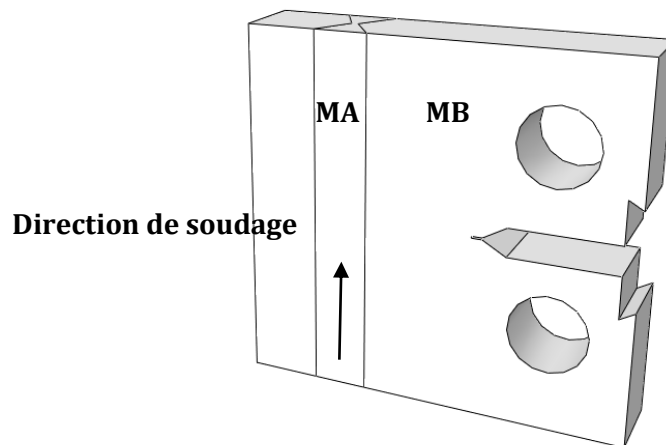


Figure V-20 : Epreuve CT30 contenant un joint soudé perpendiculaire à l'entaille

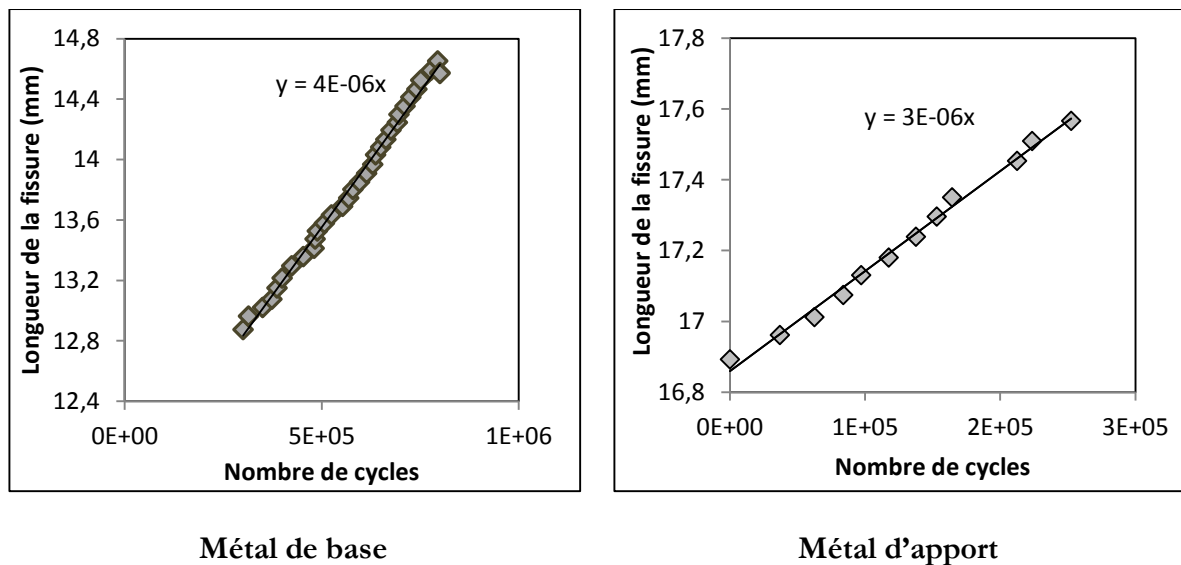
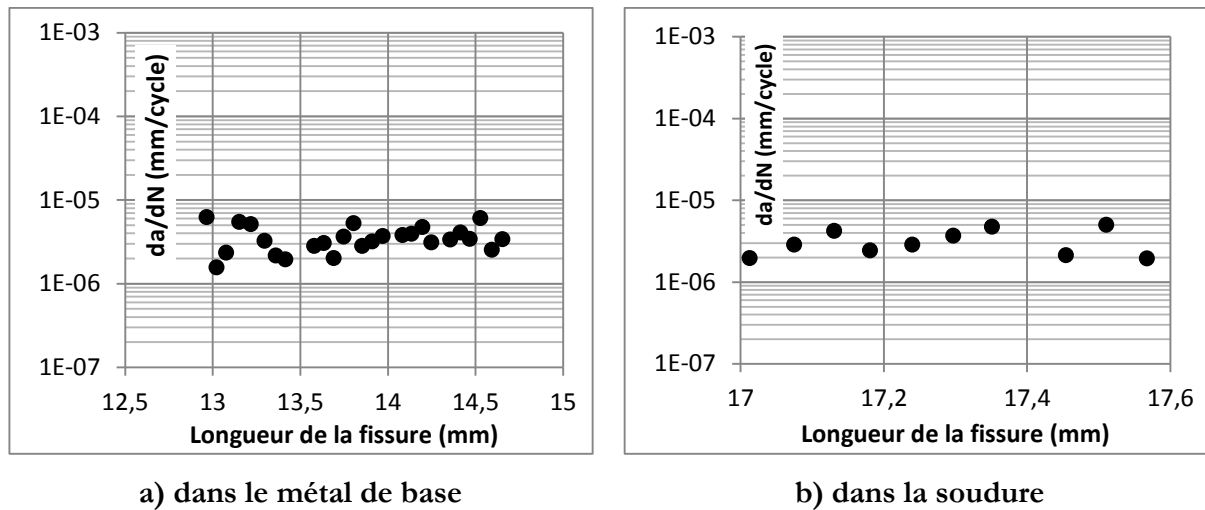


Figure V-21 : Alloy 28 JS - Evolution de la vitesse de propagation de fissure à  $\Delta K = 20$   $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  $R = 0,1$

L'évolution de la longueur de la fissure suit une loi linéaire avec une pente moyenne de  $4 \cdot 10^{-6}$  mm/cycle dans le MB et  $3 \cdot 10^{-6}$  mm/cycle dans le MA (Figure V-21 a) et b)). L'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de la fissure dans le MB et le JS est présentée sur la Figure V-22 a) et b) respectivement. Il est remarquable que la vitesse est quasiment stable en fonction de la longueur de la fissure.



**Figure V-22 : Evolution de la vitesse de propagation de fissure  $da/dN$  dans le MB et le MA à  $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$**

Les Figures V-23 a) et b) présentent le chemin de la fissure ainsi qu'un zoom sur la soudure de l'éprouvette entaillée perpendiculairement au JS. Le chemin de la fissure ainsi observé est plus tortueux dans le JS que dans le MB. Il est à noter que dans ce cas de figure, l'orientation des dendrites est perpendiculaire à la direction de propagation de la fissure donnant ainsi une microstructure cellulaire, contrairement aux configurations testées précédemment (éprouvette entaillée dans le MA). La légère variation de la vitesse de propagation de fissure peut être liée à la variation de la microstructure.



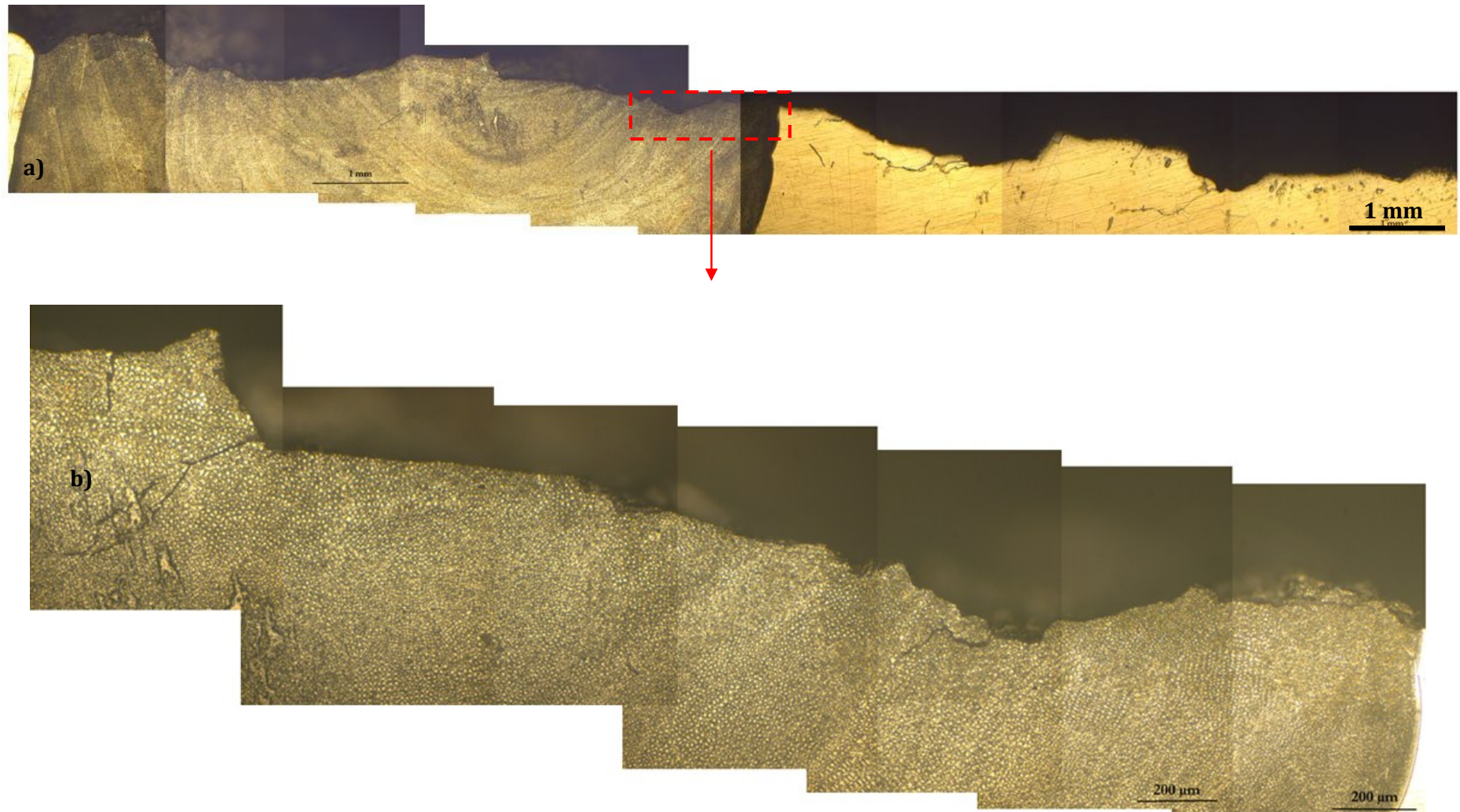


Figure V-23 : Alloy28 JS – Chemin de la fissure ; a) vue générale ; b) zoom sur le MA

Les Figures V-24 et V-25 présentent les observations d'une vue générale et des différentes parties du faciès de rupture respectivement.

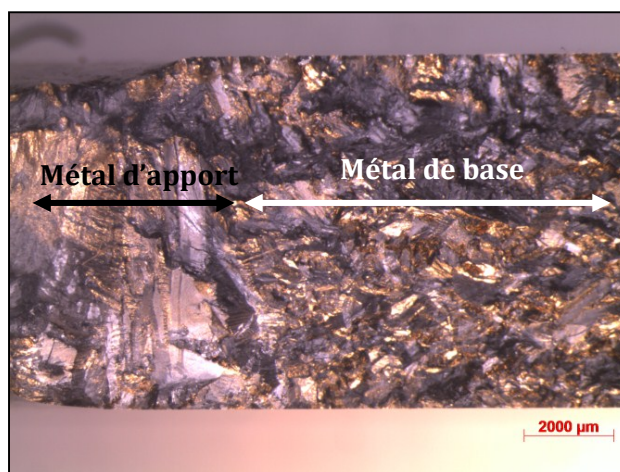


Figure V-24 : Alloy28 JS - Observation en microscopie optique du faciès de rupture

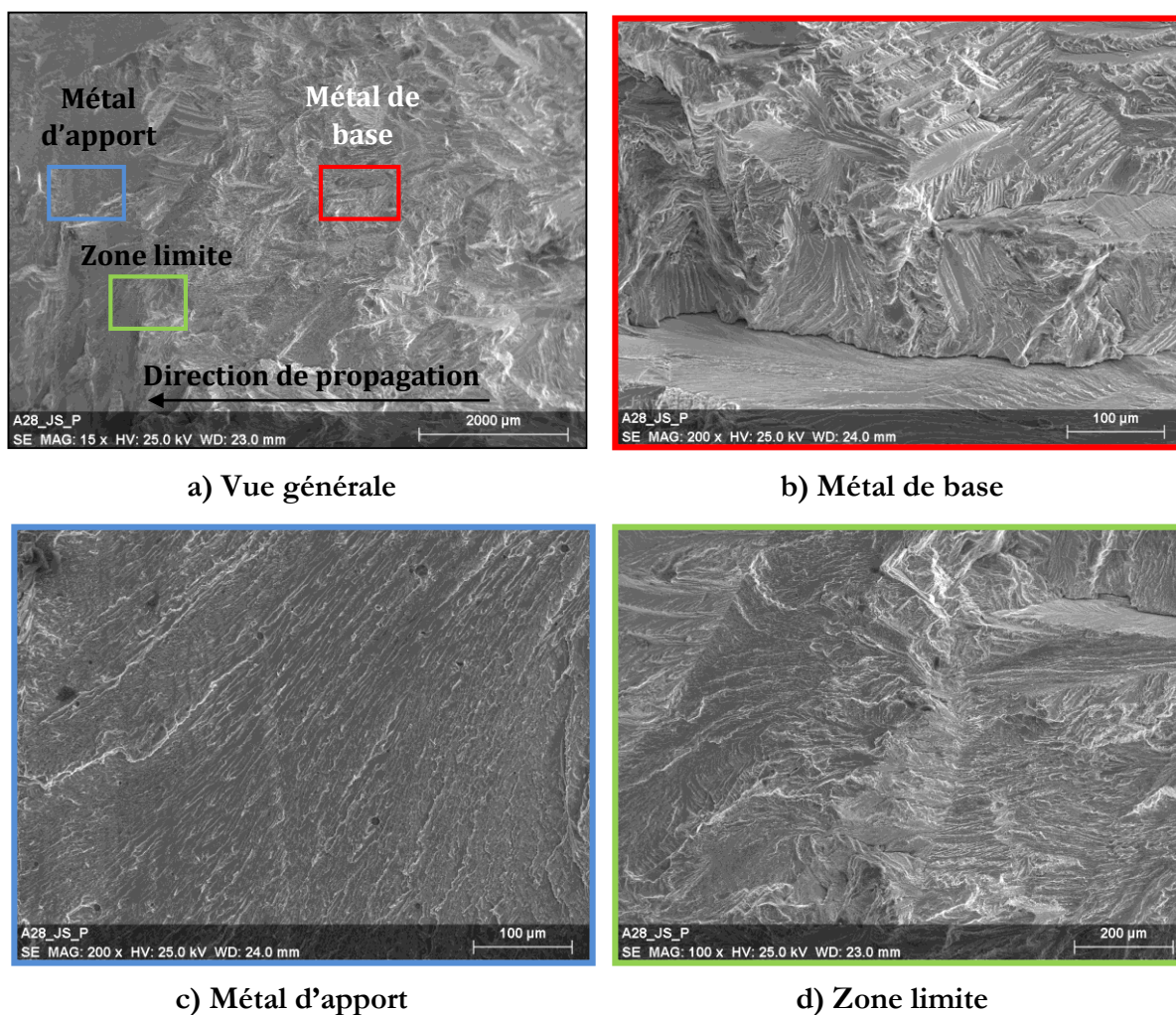


Figure V-25 : Alloy28 JS - Observation MEB des surfaces de rupture

La stabilité de la vitesse de propagation dans les deux matériaux peut avoir plusieurs origines, parmi lesquelles on peut citer le phénomène de fermeture induit par la rugosité importante du chemin de la fissure. D'autre part, la présence des particules fragiles dans le métal d'apport contribue à l'accélération de la propagation de la fissure. Les deux phénomènes se compensent conduisant ainsi à une faible variation de la vitesse de propagation de la fissure entre les deux matériaux.

#### V.4.2. Essai sur les joints soudés de l'acier duplex

Le même type d'essai a été effectué sur une éprouvette en acier inoxydable duplex entaillée perpendiculairement au joint soudé. L'essai a été mené à  $\Delta K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  et  $R = 0,1$ . L'évolution de la fissure en fonction du nombre de cycles est présentée sur la Figure V-26. La courbe obtenue est constituée de deux parties linéaires présentant deux pentes différentes, dont la première correspond à la vitesse de propagation de la fissure dans le métal de base ( $9.10^{-9} \text{ m/cycle}$ ), et la deuxième dans le joint soudé ( $20.10^{-9} \text{ m/cycle}$ ).

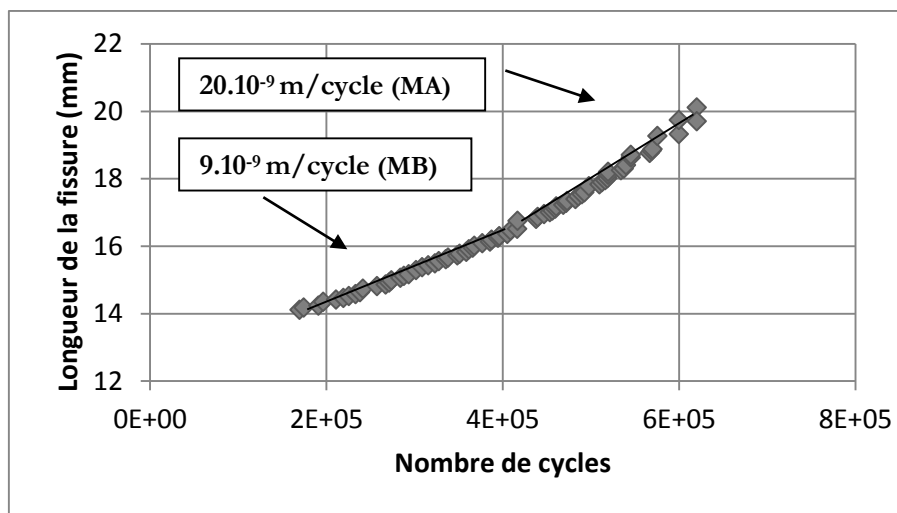


Figure V-26 : Duplex JS - Evolution de la longueur de la fissure,  $\Delta K$  constant= 30  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  $R = 0,1$

On remarque que la vitesse de propagation de fissure augmente quand la fissure atteint le métal d'apport. Plusieurs facteurs peuvent être à l'origine de cette augmentation. En effet, la plasticité en front de fissure peut affecter la vitesse de propagation de la fissure. L'évolution de la zone plastifiée en front de fissure à  $\Delta K$  donnée est déterminée à partir de l'équation V-5 [Rice, 1972]:

$$Rp_{cyclique} = \frac{1}{12\pi} \left( \frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad \text{Eq.V-3}$$

Les valeurs de  $R_{pc}$  dans le MB et le MA sont rassemblées dans le tableau V-7.

**Tableau V-7 : Duplex - Valeurs du rayon de plasticité cyclique à  $\Delta K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$**

	$\sigma_y$ (MPa)	$R_{pc}$ ( $\mu\text{m}$ )
MB	400	1471
MA	650	557

La taille de la zone plastique diminue quand la fissure atteint le métal d'apport. L'absence du phénomène de fermeture dans les aciers duplex, confirmée dans les essais effectués sous  $R = 0,1$  et  $0,5$  peut contribuer à l'augmentation de la vitesse de propagation.

Une observation au microscope optique a été effectuée sur une coupe longitudinale de l'éprouvette duplex JS. Les observations de la surface de rupture sont présentées sur la Figure V-27. Le mécanisme de propagation de la fissure semble être le même entre le MB et le MA. Une rupture transgranulaire a été mise en évidence. De plus, le chemin de la fissure montre que la fissure est dépendante de la microstructure et se propage entre les joints de lamelles d'austénite.



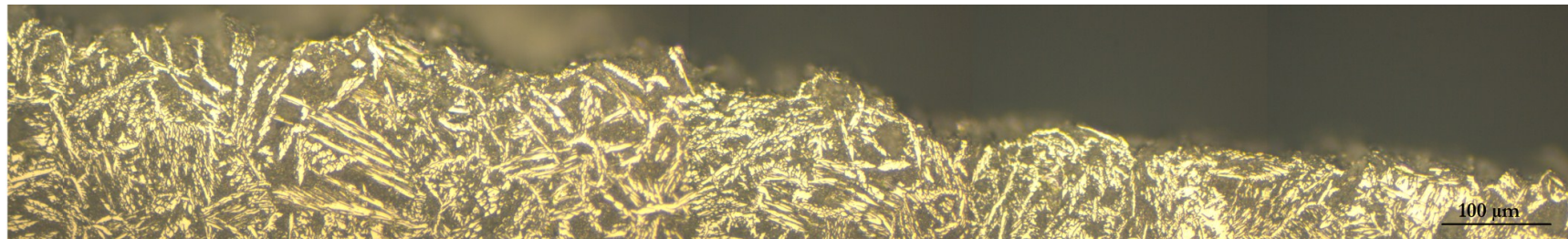
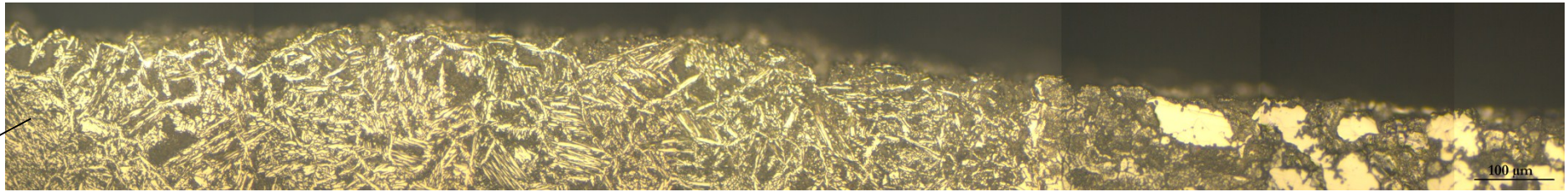
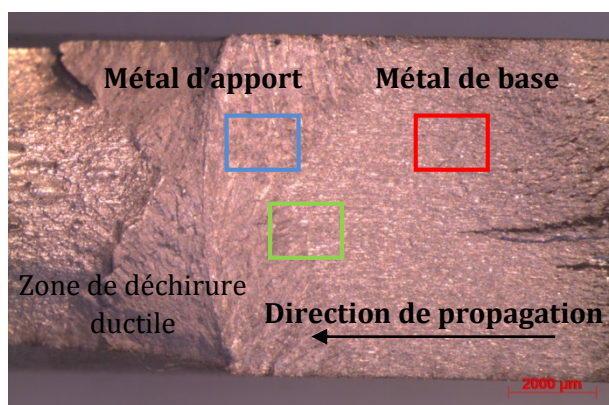
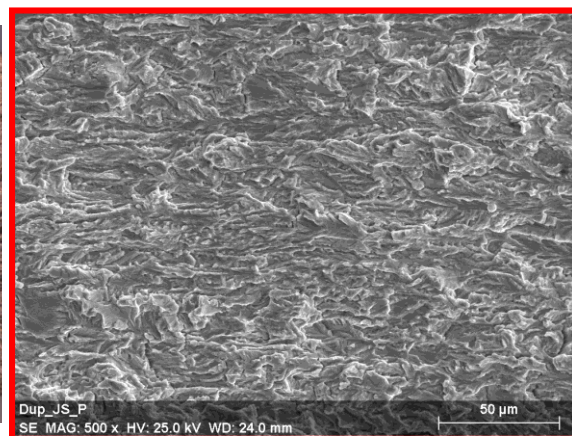


Figure V-27 : Duplex JS  $R = 0,1$  – Chemin de la fissure

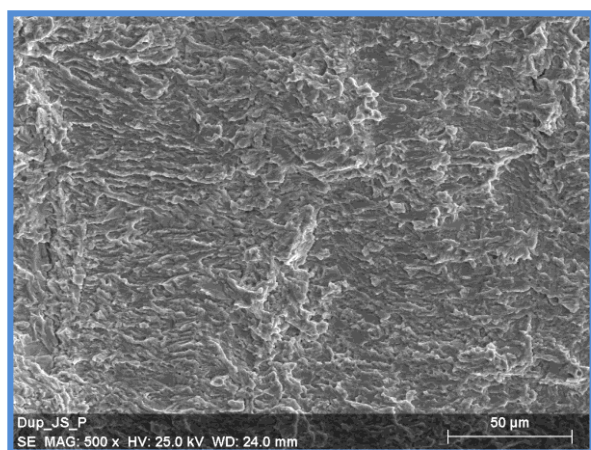
La morphologie de la surface de rupture dans la partie MB est la même que celle observée dans le MA (Figure V-28). Le mécanisme d'endommagement est presque le même entre les deux matériaux.



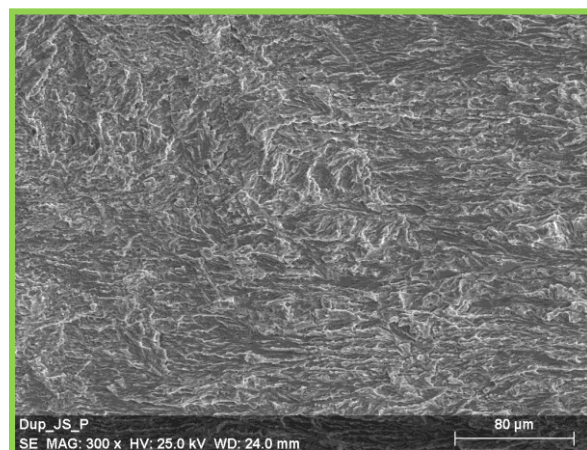
a) Vue générale



b) Métal de base



c) Métal d'apport



d) Zone limite

Figure V-28 : Duplex JS - Observation sous le microscope optique du faciès de rupture

**Bilan :**

- L'acier inoxydable duplex MB ne présente pas d'effet de rapport de charge sur la cinétique de fissuration. Ceci peut être dû à la faible rugosité des surfaces de ruptures.
- Le MB et le MA de l'acier duplex présentent les mêmes vitesses de fissuration à  $R = 0,5$ . Ceci peut être attribué en grande partie à la similitude de comportement cyclique en pointe de fissure.
- Le mécanisme de propagation de fissure est transgranulaire dans le MB et le JS.
- La vitesse de propagation de fissure est quasiment la même entre le MB et le MA des éprouvettes Alloy28 qui contiennent un joint soudé perpendiculaire à l'entaille.
- Une augmentation de la vitesse de propagation de fissure a été mise en évidence quand elle traverse le métal d'apport dans le cas de l'acier duplex.

**V.5. Conclusion**

Cette dernière partie du manuscrit a été entièrement consacrée à l'étude de la cinétique de fissuration sur les aciers inoxydables superausténitique et duplex soudés. L'effet du rapport de charge sur la cinétique de fissuration dans les éprouvettes Alloy28 MB et MA est prononcé. La réduction de la vitesse de propagation de fissure à faible rapport de charge peut être attribuée au phénomène de la fermeture par plasticité. La similarité de comportement en fissuration entre le MB et le MA de l'Alloy28 peut être due à la compensation de plusieurs effets, comme la microstructure et les contraintes résiduelles, qui donnent des vitesses de propagation proches dans le cas des deux rapports de charge. La présence d'un joint soudé dans l'éprouvette Alloy28 MB n'a pas d'effet sur la vitesse de propagation de fissure.

L'acier duplex MB ne présente aucun effet du rapport de charge sur la cinétique de fissuration. De plus, le MA a un comportement identique en fissuration que celui du MB. La présence d'un joint soudé dans une éprouvette duplex accélère légèrement la vitesse de propagation. Ceci peut être dû à la microstructure lamellaire du MA, ainsi qu'à la réduction du rayon de plasticité cyclique quand la fissure atteint le MA.







---

## Conclusions et perspectives



## Conclusions et perspectives

Les composants des industries chimiques tels que les réservoirs de stockage sous pression peuvent être soumis à un certain nombre de sollicitations de différentes amplitudes, induites par les fluctuations de pression en service. La présence des joints soudés peut affecter la résistance de ces composants aux différents chargements. Les matériaux de l'étude sont deux aciers inoxydables de nuances différentes, un acier superausténitique, et un acier austéno-ferritique, les deux soudés avec le procédé de l'électrode enrobée.

Lors de ces travaux de thèse, on s'est intéressé à étudier le comportement monotone et cyclique du métal de base des réservoirs, ainsi que les joints soudés. Une comparaison des deux matériaux a été effectuée dans le but d'évaluer l'effet de la présence de la soudure sur le comportement cyclique en fatigue oligocyclique et sur la durée de vie de ces composants. Des essais de propagation de fissure ont fait l'objet de la dernière partie de la thèse afin de déterminer l'effet du rapport de chargement et de la microstructure sur la vitesse de propagation des fissures dans les matériaux de l'étude.

La première partie de ce travail a donc consisté à caractériser la microstructure du métal de base et du métal d'apport, ainsi que leur comportement monotone et cyclique à l'aide des essais d'écrouissage cyclique à différents niveaux de déformation totale imposée. Pour les deux nuances étudiées, le comportement monotone et cyclique du métal d'apport sont différents de ceux du métal de base. En effet, un comportement plus ductile avec des résistances moins élevées en traction du MB a été justifié. La différence de comportement cyclique est plus marquée à bas niveau qu'à haut niveau de déformation totale imposée. Ceci peut être attribué à la facilité de mouvement de dislocations à bas niveau de déformation dans le MB qui présente moins de barrières métallurgiques. En effet, la présence de précipités dans le MA de l'Alloy28 empêche le mouvement des dislocations donnant lieu à un niveau de contrainte plus élevée et une déformation plastique moins prononcée. Il a été déduit que, dans l'acier inoxydable duplex, l'incompatibilité de déformation entre les grains austénitiques et ferritiques ainsi que des structures de dislocations complexes sont à l'origine de la différence de comportement entre le MB et le MA.

Les aciers inoxydables de l'étude et leurs soudures présentent un effet Bauschinger très marqué, notamment à faible niveau de déformation imposée.

Les essais de fatigue oligocyclique sur les deux aciers inoxydables et leurs joints soudés montrent une différence en durée de vie entre MB et JS. En effet, la durée de vie du joint soudé est plus faible que celle du métal de base. Cette réduction de durée de vie est due principalement à la faible ductilité des JS. La présence des particules fragiles dans le MA de l'Alloy28 accélère la vitesse de propagation de fissures et donne ainsi lieu à une durée de vie plus faible. L'analyse des surfaces de rupture de l'Alloy28 montre que l'amorçage est multiple, et s'effectue généralement en surface, dans des zones d'intrusion-extrusion ou dans des bandes de glissement persistantes dans le MB, et dans les défauts de soudures dans les JS. L'observation des fûts des éprouvettes à rupture révèle un endommagement marqué par la présence de fissures secondaires qui se propagent dans les joints de grains. L'observation des surfaces de rupture des éprouvettes en acier inoxydable duplex MB et JS montrent que l'amorçage s'effectue dans les grains ferritiques et dans les joints de grains respectivement. Le mode de propagation ainsi identifié est transgranulaire. L'étude de l'effet du sens du laminage sur la durée de vie a montré qu'il n'y a aucun effet sur l'Alloy28 MB, alors qu'une différence a été notée dans l'acier duplex. Les éprouvettes usinées dans le sens du laminage présentent une durée de vie légèrement plus élevée.

Les essais de fissuration sur l'Alloy28 MB et MA ont montré que la diminution du rapport de charge réduit la vitesse de propagation de fissure dans la gamme de  $\Delta K$  entre 10 et 50  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ . La fermeture de la fissure induite par plasticité est le facteur le plus probable à l'origine de cette réduction de la vitesse de propagation. Le chemin de la fissure dans le MA est plus tortueux que le MB, montrant ainsi une dépendance de la fissure à la microstructure. Le mode de propagation de la fissure dans les éprouvettes usinées dans le MB et le MA est transgranulaire. L'effet du rapport de chargement sur la vitesse de propagation de fissure dans l'acier duplex MB est très faible. Le phénomène de fermeture par la rugosité est dans ce cas écarté, car les surfaces de rupture observées présentent une rugosité réduite.

Les résultats des essais de propagation de fissure dans le MB et le MA révèlent une forte similarité entre ces deux matériaux. Les effets multiples comme la microstructure, les contraintes résiduelles ainsi que la fermeture se compensent donnant lieu à une similarité de comportement en fissuration dans la gamme de  $\Delta K$  étudiée.

Un essai de fissuration à  $\Delta K$  constant sur une éprouvette contenant un joint soudé perpendiculaire à la fissure a été effectué. Les résultats obtenus ont permis de confirmer qu'il n'y a pas de différence entre les vitesses de propagation de fissure du MB et MA de l'Alloy28. Par contre,

dans l'acier duplex, une légère différence a été enregistrée et qui peut être due au changement d'orientation des grains du MA par rapport au sens de propagation de la fissure.

Les essais réalisés dans cette thèse ont permis de caractériser le comportement en fatigue oligocyclique et en fissuration du métal de base et des soudures de deux nuances d'acier inoxydables à température ambiante.

Les points critiques qui ressortent de ce travail et qui nécessiteraient des travaux supplémentaires peuvent être identifiés comme suit :

- Les procédés de soudage provoquent des contraintes thermiques locales très élevées, qui produisent généralement des contraintes résiduelles dans les structures soudées. Les contraintes résiduelles peuvent être quantifiées permettant ainsi de mieux comprendre le comportement en fatigue et en fissuration des soudures. Elles peuvent aussi subir un traitement thermique de relaxation permettant d'étudier l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement cyclique des soudures. Il est indispensable dans ce cas de quantifier les contraintes résiduelles dans les éprouvettes de fatigue et de fissuration afin de comprendre l'origine de la rupture dans le métal d'apport des aciers inoxydables de l'étude.
- La densité initiale de dislocations est un paramètre important dans l'étude du comportement cyclique du métal de base et du métal d'apport des matériaux de l'étude. Afin d'observer l'évolution microstructurale des dislocations au cours du chargement cyclique, il serait souhaitable de faire des essais de fatigue interrompus suivis d'observations sous le Microscope Electronique de Transmission (MET).
- L'effet du rapport de charge sur la vitesse de propagation de fissures a été attribué au phénomène de fermeture. Afin de déterminer les valeurs de  $\Delta K_{\text{eff}}$ , des mesures de la fermeture au cours des essais de fissuration sont indispensables.

Enfin, dans le but de se rapprocher des conditions de service, des essais de fatigue-corrosion en milieu acide (acide phosphorique ou sulfurique concentré) permettraient de déterminer l'effet du couplage entre le chargement mécanique et les propriétés électrochimiques des matériaux de l'étude sur leur tenue en fatigue et en fissuration.



---

## Références bibliographiques





## Références bibliographiques

**[Ahmed El Bartali, 2007]** Apport des mesures de champs cinématiques à l'étude des micromécanismes d'endommagement en fatigue plastique d'un acier inoxydable duplex. Ecole Centrale de Lille. 2007.

**[Al-Haidary et al., 2006]** J.T. Al-Haidary, A.A. WAHAB, and E.H. ABDUL SALAM, Fatigue Crack Propagation in Austenitic Stainless Steel Weldments. Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 37a, November 2006, 3206.

**[Alvarez-Armas et al., 2012]** Alvarez-Armas Iris, DEGALLAIX-MOREUIL Suzanne, Les aciers inoxydables duplex. Mécanique et ingénierie des matériaux. Lavoisier. 2012.

**[Alvarez-Armas et al., 2012]** I. Alvarez-Armas, U. Krupp, M. Balbi, S. Hereñú, M.C. Marinelli, H. Knobbe, Growth of short cracks during low and high cycle fatigue in a duplex stainless steel, International Journal of Fatigue, Volume 41, August 2012, Pages 95–100.

**[Arivazhagan et al., 2009]** Arivazhagan B, Sundaresan S, Kamaraj M, A study on influence of shielding gas composition on toughness of fluxcored arc weld of modified 9Cr–1Mo (P91) steel, J Mater Process Technol, 2009, 5245–5253.

**[Arora et al., 2014]** Punit Arora, Saroj Kumar, P.K. Singh, V. Bhasin, R.K. Singh, K.K. Vaze, Fatigue Crack Growth Studies on Narrow Gap Pipe Welds of Austenitic Stainless Steel Material, Procedia Engineering, Volume 86, 2014, Pages 203–208.

**[ASTM E399]** ASTM E399 - Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K<sub>Ic</sub> of Metallic Materials.

**[Atika et al., 2006]** Masayuki Akita, Masaki Nakajima, Keiro Tokaji, Toshihiro Shimizu, Fatigue crack propagation of 444 stainless steel welded joints in air and in 3%NaCl aqueous solution, Materials and Design, 27, 2006, Pages 92–99.

**[Blochwitz et al., 2003]** C. Blochwitz, W. Tirschler, Influence of texture on twin boundary cracks in fatigued austenitic stainless steel, Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 339, 2003, Pages 318–327.

**[Brinkman et al., 1974]** C.R. Brinkman, G.E. Korth, J.M. Beeston, Comparison of the strain controlled low cycle fatigue behaviour of type 304/308 weld and base material, Proc. Int. Conf. on Creep and Fatigue in Elevated Temperature Applications, Paper C218/73, Philadelphia, PA, September 1973 (9th edn.), Institution of Mechanical Engineers, April 1974, Page 218.

**[Brooks et al., 1999]** J. A. Brooks and J. W. M. Garrison, Welding Research Supplement, 1999, Pages 280-291.

**[Bucher, 2004]** Laurent BUCHER. Etude de l'endommagement en fatigue thermique des aciers inoxydables F17TNb et R20-12 pour application automobile. Ecole des Mines de Paris. 2004.

**[Calonne, 2001]** Virginie Calonne. Propagation de fissure par fatigue dans les aciers austéno-ferritiques moulés : influence de la microstructure, du vieillissement et de la température d'essai. Thèse de doctorat. Ecole des Mines de Paris. 2001.

**[Cazes, 1995]** Roland Cazes, Soudage à l'arc, Techniques de l'ingénieur b7730, 1995.

**[Chandra et al., 2013]** Sayan Kalyan Chandra, Vani Shankar, K. Mariappan, R. Sandhya, P.C. Chakraborty, Effect of Strain Rate on the Low Cycle Fatigue Behavior of 316L(N) Stainless Steel Weld Joints, Procedia Engineering, Volume 55, 2013, Pages 176-180.

**[Changa et al., 2006]** Hyong-Ho Changa, Gab-Chul Jangb, Young-Eui Shinc, Jung-Guen Hana, Jong-Min Kimc, The behavior of welded joint in steel pipe members under monotonic and cyclic loading, International Journal of Pressure Vessels and Piping 83, 2006, Pages 846–852.

**[Charkaluk et al., 2004]** E. Charkaluk and A. Constantinescu. Dissipation and fatigue damage. Material Testing, 46, 2004, Pages 524–530.

**[Chen et al., 2014]** Jie Chen, Zihui Xia. A fatigue life prediction method for coke drum base, weld, and HAZ materials from tensile properties. Materials and Design, 63, 2014, Pages 575–583

**[Cheng et al., 1996]** Guangxu Cheng, Kuang Z.B., Lou Hua Li, Z.W, Experimental investigation of fatigue behaviour for welded joint with mechanical heterogeneity, J. Press. Vess. Piping, 67, 1996, Pages 229–242.

**[Choteau, 1999]** Choteau M., "Caractérisation de l'effet Bauschinger en sollicitations uniaxiales d'un acier inoxydable austénitique X2CrNiMo17-12-2", Thèse de doctorat, Université de Sciences et Technologie de Lille 1, 1999.

**[Coffin, 1954]** J.L. Coffin, A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal, Trans ASME, 76, 1954, Pages 931–50.

**[Cunat, 2003]** Pierre-Jean CUNAT. Aciers Inoxydables : critères de choix et structure. Les techniques de l'ingénieur. 2003.

**[Degallaix et al., 1995]** S. Degallaix, A. Seddouki, G. Degallaix, T. Kruml, J. Polak, Fatigue damage in austenitic-ferritic duplex stainless steels, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, vol. 18 n°1, 1995, Pages 65-77.

**[Dekazinczy et al., 1970]** F. Dekazinczy, Effect of small defects on fatigue properties of medium-strength cast steel, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 208, 1970, Pages 851- 855.

**[DeLong et al., 1973]** Long C.J, DeLong W.T, The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal, *Welding Journal*, 52, 1973, Pages 281-297.

**[Elber, 1970]** Elber W. Fatigue crack closure under cyclic tension. *Engineering Fracture Mechanics* 1970;2.

**[Felner and Morrow, 1961]** C.E. Feltner, J.D, Morrow, Micro-plastic strain hysteresis energy a criterion for fatigue fracture, *Trans ASME*, 1961.

**[Figuerola et al., 1983]** J.C. Figuerola, C. Laird, Crack initiation mechanisms in copper polycrystals cycled under constant strain amplitudes and in step tests, *Materials Science and Engineering*, 60, 1983, 45-58.

**[Forman 1967]** A.G. Forman. *J. basic eng.*, 89, 1967, Pages 450-464.

**[Friedel, 1964]** Friedel J., "Dislocations", Pergamon Press, 1964.

**[Fukotomo, 2008]** Fukotomo Shinji, Fujiwara Kana, Yamamoto Atsushi, Small-scale resistance spot welding of austenitic stainless steel, *Mater Sci Eng* 2008, Pages 492-243.

**[Goel et al., 1993]** Vivek Goel, Warren Liao , Kwan S. Lee, A shielded metal arc welding expert system, *Computers in Industry*, 21, 1993, Pages 121-129.

**[Gunn, 2000]** R. N. GUNN. Duplex Stainless Steels. 2000.

**[Gurney, 1979]** Gurney, T. R. 1979, *Fatigue of welded structures* -2nd edition, Ed. 2 Cambridge : Cambridge University Press.

**[Haddar, 2003]** Nader Haddar. Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304l : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme. Thèse de doctorat. Ecole des Mines de Paris. 2003.

**[Haigh, 1958]** Haigh, B. P, Hysteresis in Relation to Cohesion and Fatigue, Trans. Faraday soc., 24, 1958, 125.

**[Halford et al., 1962]** Halford, G. R., and Morrow, Jo Dean, "Low-Cycle Fatigue in Torsion," Prac. ASTM, 62, 1962, Pages 695-709.

**[Heino et Karlsson, 2001]** S. Heino, B. Karlsson, Cyclic deformation and fatigue behaviour of 7Mo–0.5N superaustenitic stainless steel stress-strain relations and fatigue life, Acta Materialia, Volume 49, Issue 2, 22 January 2001, Pages 339-351.

**[Henaff et al., 2005]** G. Henaff, F. Morel, "Fatigue des structures: endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture", Ellipses, 2005.

**[Hosseini et al., 2011]** H. Shah Hosseini, M. Shamanian, A. Kermanpur, Characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 617/310 stainless steel dissimilar welds, Materials Characterization, Volume 62, Issue 4, April 2011, Pages 425-431.

**[Inglis., 1927]** Inglis, N. P., Hysteresis and Fatigue of Wohler Rotating Cantilever Specimen, Metallurgist, February 1927, Pages 23-27.

**[Irwin, 1977]** G.R. Irwin, Analysis of stress and strain near the end of a crack transversing a plate, J. Nuclear Mat., vol. 67, 1977, Pages 283-288.

**[Itatani et al., 1994]** Masao Itatani, Juichi Fukakura, Masayuki Asano, Masaaki Kikuchi, Noriyuki Chujo, Fatigue crack growth behavior of weld heat-affected zone of type 304 stainless steel in high temperature water, Nuclear Engineering and Design, 153, 1994, Pages 27-34.

**[Jang et al., 2010]** Changheui Jang, Pyung-Yeon Cho, Minu Kim, Seung-Jin Oh, Jun-Seog Yang, Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds, Materials and Design, 31, 2010, Pages 1862–1870.

**[Jin et al., 1990]** Jin N. Y., Zhong C. et Chen X. F., Cyclic deformation of AISI-310 stainless steel II. Saturation dislocation structures, Acta Metallurgica Materiala, Vol. 38, 1990, Pages 2141-2148.

**[Johan et al., 2003]** P. Johan Singha, B. Guha, D.R.G. Achar, Fatigue life prediction for stainless steel welded plate CCT geometry based on Lawrence's local-stress approach, Engineering Failure Analysis, 10, 2003, Pages 655–665.

**[Johan et al., 2014]** Johan Pilhagen, Rolf Sandström, Influence of nickel on the toughness of lean duplex stainless steel welds, Materials Science & Engineering A, 602, 2014, Pages 49–57.

**[Johan Singh et al., 2007]** P. Johan Singh, C.K. Mukhopadhyay, T. Jayakumar, S.L. Mannan, Baldev Raj, Understanding fatigue crack propagation in AISI 316 (N) weld using Elber's crack closure concept: Experimental results from GCMOD and acoustic emission techniques, *International Journal of Fatigue*, 29, 2007, Pages 2170–2179.

**[K. Ramkumar et al., 2014]** K. Devendranath Ramkumar, Debidutta Mishra, M.K. Vignesh, B. Ganesh Raj, N. Arivazhagan, Shah Vitesh Naren, S. Suresh Kumar, Metallurgical and mechanical characterization of electron beam welded super-duplex stainless steel UNS 32750, *Journal of Manufacturing Processes*, 2014.

**[Kim et al., 2014]** Seon-Jin Kim, Pil-Ho Choi, Rando Tungga Dewa, Woo-Gon Kim, Min-Hwan Kim, Low cycle fatigue properties of Alloy 617 base metal and weld joint at room temperature, *Procedia Materials Science*, 3, 2014, Pages 2201-2206.

**[Kruml et al., 1997]** Kruml T., Polák J., Obrtlík K. et Degallaix S., Dislocation structures in the bands of localised cyclic plastic strain in austenitic 316L and austenitic-ferritic duplex stainless steels, *Acta Metallurgica*, Vol. 45, 1997, Pages 5145-5151.

**[Kudryatsev., 1956]** Kudryatsev, I. V. 1956, 'The influence of internal stresses on the fatigue endurance of steel', In *Proceedings of the IMechE Conference on Fatigue*, London : Institution of Mechanical Engineers, 1956.

**[Laurent De Baglion, 2011]** Laurent De Baglion. Comportement et endommagement en fatigue oligocyclique d'un acier inoxydable austénitique 304L en fonction de l'environnement (vide, air, eau primaire rep) à 300°C. Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'aérotechnique de Poitiers. 2011.

**[Lavaire, 2001]** Nicolas LAVAIRE, Etude des phénomènes à l'origine du vieillissement des aciers pour emballage à "Ultra Bas Carbone" (ULC): Apport du Pouvoir Thermo-Electrique à la caractérisation des états microstructuraux. Thèse de doctorat. Institut des sciences appliquées de Lyon. 2001.

**[Le Pêcheur, 2008]** Anne Le Pêcheur. Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une approche multi-échelles, Thèse de doctorat. Ecole Centrale Paris (2008)

**[Le Roux, 1999]** Le Roux J.-C. Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'un acier inoxydable austéno-ferritique moulé vieilli. Thèse de doctorat. Ecole Centrale de Paris, 1999.

**[Lee et al., 2009]** Lee DJ, Byun JC, Sunga JH, Lee HW, The dependence of crack properties on the Cr/Ni equivalent ratio in AISI 304L austenitic stainless steel weld metals, *Mater Sci Eng A*, 513–514, 2009, Pages 154–159.

**[Lehericy, 2007]** Lehericy Yoann. Endommagement et cumul de dommage en fatigue dans le domaine de l'endurance limitée d'un acier inoxydable austénitique 304L. Thèse de doctorat, Université de Poitiers, 2007.

**[Lemaitre and Chaboche 1990]** J. Lemaitre et J.-L. Chaboche., Mechanics of Solid Materials, Cambridge University Press, 1990.

**[Lemaitre et al. 1990]** J. Lemaitre et J.-L., Chaboche. Mechanics of Solid Materials, Cambridge University Press, 1990.

**[Liao et al., 1998]** Liao MT, Chen PY, The influence of shielding gas on notch toughness of stainless steel weld metals, Mater Manuf Process, 13 1998, Pages 565-573.

**[Lieurade, 1983]** H.P. Lieurade: Welding World, vol. 21, 11, 1983, Pages 272-94.

**[Lippold, 2005]** J. C. Lippold, D.J. Kotecki, Welding metallurgy of stainless steel, May 2005.

**[Madi et al. 2004]** Yazid Madi, Philippe Matheron, Naman Recho, Philippe Mongabure, Low cycle fatigue of welded joints: new experimental approach, Nuclear Engineering and Design, Volume 228, Issues 1-3, March 2004, Pages 161-177.

**[Magnier-Monin , 2007]** Laure Magnier-Monin. Tenue en service d'assemblages soudés en acier 304L : Influence des contraintes résiduelles et du parachèvement mécanique, Thèse de doctorat. Ecole des Mines de Douai. 2007.

**[Magnin et Lardon, 1988]** Magnin T., Lardon J. M., Cyclic Deformation Mechanisms of a Two-phase Stainless Steel in Various Environmental Conditions, Materials Science and Engineering, A104, 1998, Pages 21-28.

**[Manson, 1953]** S. Manson, Behaviour of materials under conditions of thermal stresses, NACA ZTN 2933, 1953.

**[Mateo et al., 1996]** Mateo A., Llanes L., Iturgoyen L. et Anglada M., Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel, Acta Materiala, Vol. 44, 1996, Pages 1143-1153.

**[Mateo et al., 2001]** A. Mateo, A. Girone`s, J. Keichel, L. Llanes, N. Akdut, M. Anglada, Cyclic deformation behaviour of superduplex stainless steels, Materials Science and Engineering A314, 2001, Pages 176-185.

**[Mineur et al., 2000]** M. Mineur, P. Villechaise, J. Mendez, Influence of the crystalline texture on the fatigue behavior of a 316L austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 286 (2000), Pages 257-268.

**[Mishra et al., 1997]** M. P. Mishra, H. U. Borgstedt, M. D. Mathew, S. L. Mannan & P. Rodriguez, A comparative study of creep rupture behaviour of modified 316L(N) base metal and 316L(N)16-8-2 weldment in air and liquid sodium environments, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Volume 72, Issue 2, July 1997, Pages 111-118.

**[Molian, 1985]** Molian P.A, Solidification behaviour of laser welded stainless steel, *Journal of materials science letters*, 4, 1985, Pages 281-283.

**[Momeni et al., 2010]** A. Momeni, K. Dehghania, H. Keshmiri, G.R. Ebrahimi, Hot deformation behavior and microstructural evolution of a superaustenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, 527, 2010, Pages 1605-1611.

**[Mughrabi et al., 1983]** H. Mughrabi, R. Wang, K. Differt, U. Essmann, Fatigue crack initiation by cyclic slip irreversibilities in High Cycle Fatigue, in: *Fatigue Mechanisms: Advances in quantitative Measurements of Physical Damage*, ASTM STP 811, 1983, Pages 5-45.

**[N.A. McPherson et al., 2000]** N.A. McPherson, Y. Li, T.N. Baker, Microstructure and properties of as welded duplex stainless steel, *Science and technology of welding and joining*, 2000, Volume 5, Issue 4, Pages 235-244.

**[Nachimani Charde et al., 2014]** Nachimani Charde & Farazila Yusof & Rajprasad Rajkumar, Material characterizations of mild steels, stainless steels, and both steel mixed joints under resistance spot welding (2-mm sheets), *Int J Adv Manuf Technol* DOI 10.1007/s00170-014-6158-z.

**[Nicholson 1973]** C.E. Nicholson, *Proceeding BSC, Proc, Conference on Mechanics and Mechanisms of crack growth*, Churchill College, Cambridge, April 1973.

**[Ostergreen, 1976]** W.J. Ostergreen, A Damage function and associated failure equations for predicting hold time and frequency effects in elevated temperature, *Low Cycle Fatigue*, Volume 4, Issue 5, September 1976.

**[Paris et al., 1961]** Paris P. C., Gomez M. P. & Anderson W. P, A rational analytic theory of fatigue, *The Trend in Engineering*; 13, 1961, Pages 9-14.

**[Pham et al., 2011]** M. S. Pham, S. R. Holdsworth, Change of stress-strain hysteresis loop and its links with microstructural evolution in AISI 316L during cyclic loading, *Procedia Engineering*, 10, 2011, Pages 1069-1074.



**[Pham et al., 2011]** M.S. Pham, C. Solenthaler, K.G.F. Janssens, S.R. Holdsworth, Dislocation structure evolution and its effects on cyclic deformation response of AISI 316L stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, 528, 2011, Pages 3261–3269.

**[Pigneaux, 2002]** David Pigneaux. Effet d'entaille en fatigue dans les joints soudés en aciers. Thèse de doctorat. Université de Metz. 2002.

**[Polak et al., 1994]** Polak, J., Obrtlík, K., Hajek, M. Cyclic plasticity in type 316L austenitic stainless steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* Volume 17, Issue 7, July 1994, Pages 773-782.

**[Pommier, 2002]** Pommier S, Plane strain crack closure and cyclic hardening, *Engineering Fracture Mechanics*, 69, 2002, Pages 25-44.

**[R. Kaçar et al., 2004]** R. Kaçar, O. Baylan, An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steel, *Materials and Design*, 2004, Pages 317-329.

**[Ram et al., 2005]** Janaki Ram G.D, Venugopal Reddy A, Prasad Rao K, Reddy G.M, Sarin Sundar J.K, Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds, *Journal of Materials Processing Technology*, 167, 2005, Pages 73-82.

**[Ramazan Yılmaz et al., 2013]** Ramazan Yılmaz, Mustafa Tümer, Microstructural studies and impact toughness of dissimilar weldments between AISI 316 L and AH36 steels by FCAW, *Int J Adv Manuf Technol*, 67, 2013, Pages 1433-1447.

**[Rao et al., 1993]** K. Bhanu Sankara Rao, R. Sandhya and S.L. Mannan, Creep-fatigue interaction behaviour of type 308 stainless steel weld metal and type 304 stainless steel base metal, *International Journal of Fatigue*, 15 No 3, 1993, Pages 221-229.

**[Rao et al., 1997]** Rao EJ, Guha B, Malakondaiah G, Radhakrishnan VM, Effects of welding process on fatigue crack growth behaviour of austenitic stainless steel welds in a low alloy (Q&T) steel, *Theor Appl Fract Mech*, 27, 1997, Pages 141-8.

**[Riadh Badji, 2008]** Influence des traitements thermiques à haute température sur l'évolution de la texture et de la microstructure des soudures d'acier inoxydable duplex 2205. Thèse de doctorat. Université Paris 13. 2008.

**[Rice, 1972]** Rice JR. Some remarks on elastic crack-tip stress fields. *International Journal of Solids and Structures* 1972;8: Pages 751 - 758.

**[Ros., 1948]** Ros, M., La fatigue des soudures, Revue métallurgie, vol. 11, 1948.

**[Sailor and Corten 1972]** R.H. Sailor and H.T. Corten, Relation between material fracture toughness using fracture mechanics and transition temperature tests, ASTM STP, 514, 1972, Pages 164-194.

**[Salazar, 2008]** Daniel Salazar. Etude du partage de la plasticité cyclique d'un acier duplex par microscopie à force atomique. Thèse de doctorat. Université des sciences et technologies de Lille.. 2008.

**[Sathiya et al., 2009]** P. Sathiya, S. Aravindan, R. Soundararajan, A. Noorul Haq, Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds, J Mater Sci, 2009.

**[Schaeffler, 1949]** Schaeffler A.L, Constitution diagram for stainless steel weld metal, Metal Progress, 56, 1949, Pages 680.

**[Sharifitabar et al., 2011]** M. Sharifitabar, A. Halvae, S. Khorshahian, Microstructure and mechanical properties of resistance upset butt welded 304 austenitic stainless steel joints, Materials and Design, 32, 2011, Pages 3854-3864.

**[Smith et al. 1970]** KN. Smith, P. Watson, TH. Topper, A stress-strain function for the fatigue of metal, Journal of Mater, 5, 1970, Pages 767-78.

**[Soete et al., 1950]** Soete, W. et R. V. Crombrudge, A study of the fatigue strength of welded joints, Revue Soudure, vol. 2, 1950.

**[Speer 1977]** W.R. Speer, Proc. of. Fracture, 2, 1977, Pages 19-24, Waterloo, Canada.

**[Stolarz et al., 2001]** J. Stolarz, J. Foct, Specific features of two phase alloys response to cyclic deformation, Materials Science and Engineering, A319–321, 2001, Pages 501–505.

**[Strubbia et al., 2014]** R. Strubbia, S. Hereñú, I. Alvarez-Armas, U. Krupp, Short fatigue cracks nucleation and growth in lean duplex stainless steel LDX 2101, Materials Science and Engineering: A, Volume 615, 6 October 2014, Pages 169–174.

**[Strubbia et al., 2014b]** R. Strubbia, S. Hereñú, A. Giertler, I. Alvarez-Armas, U. Krupp, Experimental characterization of short crack nucleation and growth during cycling in lean duplex stainless steels, International Journal of Fatigue, 65, 2014, Pages 58-63.

**[Suresh et al., 1981]** Suresh S, Zamishi GF, Ritchie RO, Oxide-induced crack closure : An explanation for near threshold corrosion fatigue crack growth behavior, Met Trans A, 12A, 1981, Pages 1435.

**[Suresh, 1991]** Suresh S., Fatigue of materials, Cambridge Solid State Science Series, 1991.

**[Tavares et al., 2013]** S.S.M. Tavares, V.G. Silva, J.M. Pardal, J.S. Corte., Investigation of stress corrosion cracks in a UNS S32750 superduplex stainless steel, Engineering Failure Analysis, 35, 2013, Pages 88-94.

**[Touboul, 2012]** Mathieu Touboul. Étude du comportement mécanique à chaud de l'acier P91 : vers la compréhension du rôle des mécanismes intra/intergranulaires sur la tenue en fluage. Application aux structures soudées. Thèse de doctorat. Ecole Doctorale Sciences des Métiers de l'Ingénieur - SMI (Paris). 2012.

**[Trudel et al., 2014]** Alexandre Trudel, Michel Sabourin, Martin Lévesque, Myriam Brochu, Fatigue crack growth in the heat affected zone of a hydraulic turbine runner weld, International Journal of Fatigue, 66, 2014, Pages 39-46.

**[Tsay et al., 1997]** Tsay LW, Tasy CY, The effect of microstructures on the fatigue crack growth in Ti-6Al-4V laser welds, Int J Fatigue, 19, 1997, Pages 713.

**[Tsay et al., 2004]** L.W. Tsaya, Y.C. Liu, M.C. Young, D.-Y. Lin, Fatigue crack growth of AISI 304 stainless steel welds in air and hydrogen, Materials Science and Engineering A, 374, 2004, Pages 204-210.

**[V. Aubin, 2001]** Véronique AUBIN. Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxial non-proportionnel. Thèse de doctorat. Ecole Centrale de Lille, 2001.

**[Vogt, 2001]** J. B. Vogt, Fatigue properties of high nitrogen steels, Journal of Materials Processing Technology, 117, 2001, Pages 364.

**[VOR, 2009]** Kokleang VOR. Etude expérimentale et modélisation numérique de la fermeture de fissures longues et courtes dans un acier inoxydable 304L. Thèse de doctorat. Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique. 2009.

**[Weman, 2012]** Klas Weman, Procédés de soudage, Dunod, Paris, 2012.

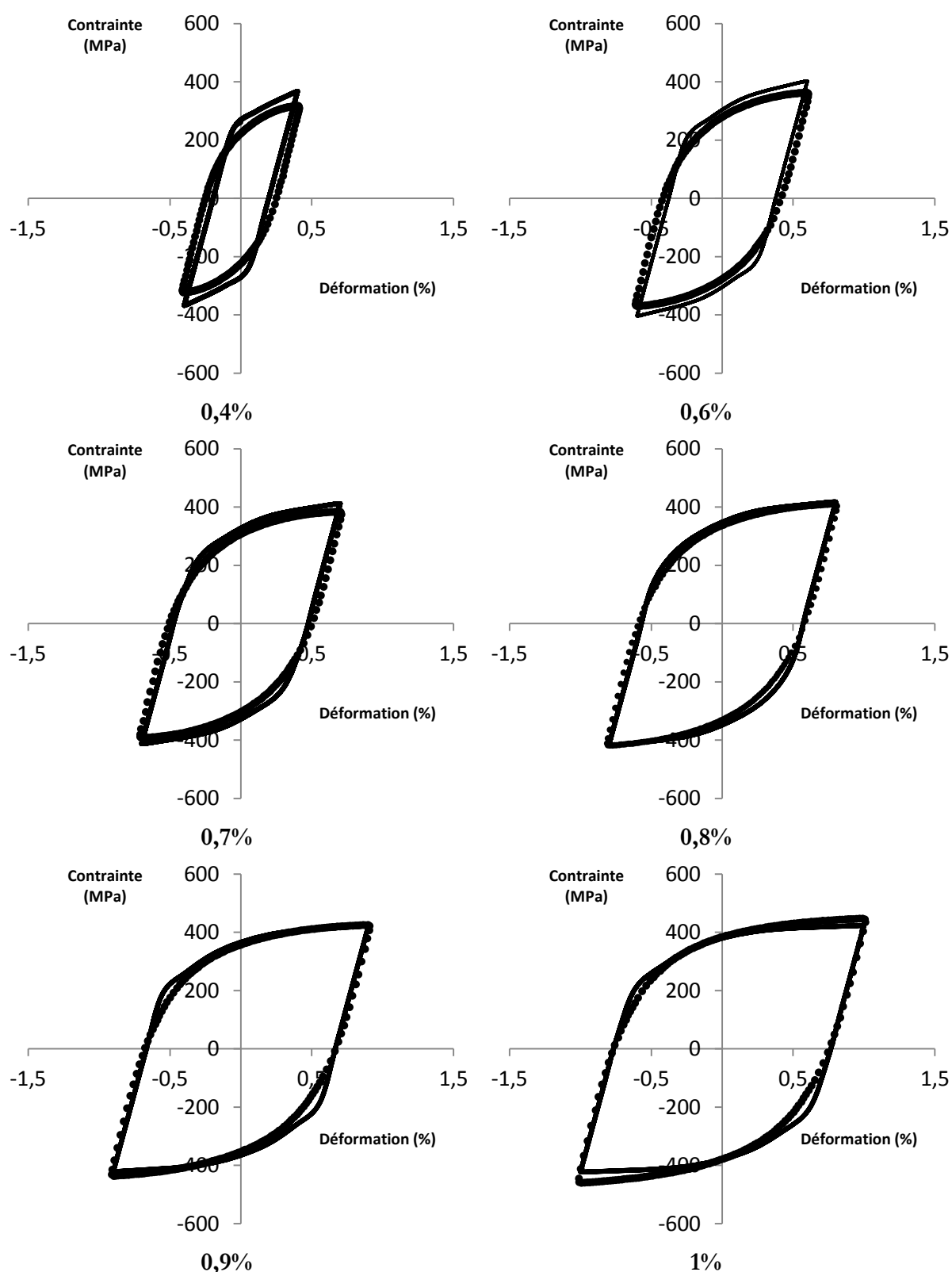
**[Yilmaz et al., 2002]** Ramazan Yilmaz, Hüseyin Uzun, Mechanical properties of austenitic stainless steels welded by GMAW and GTAW, Journal of Marmara for Pure and Applied Sciences, 18, 2002, Pages 97- 13.





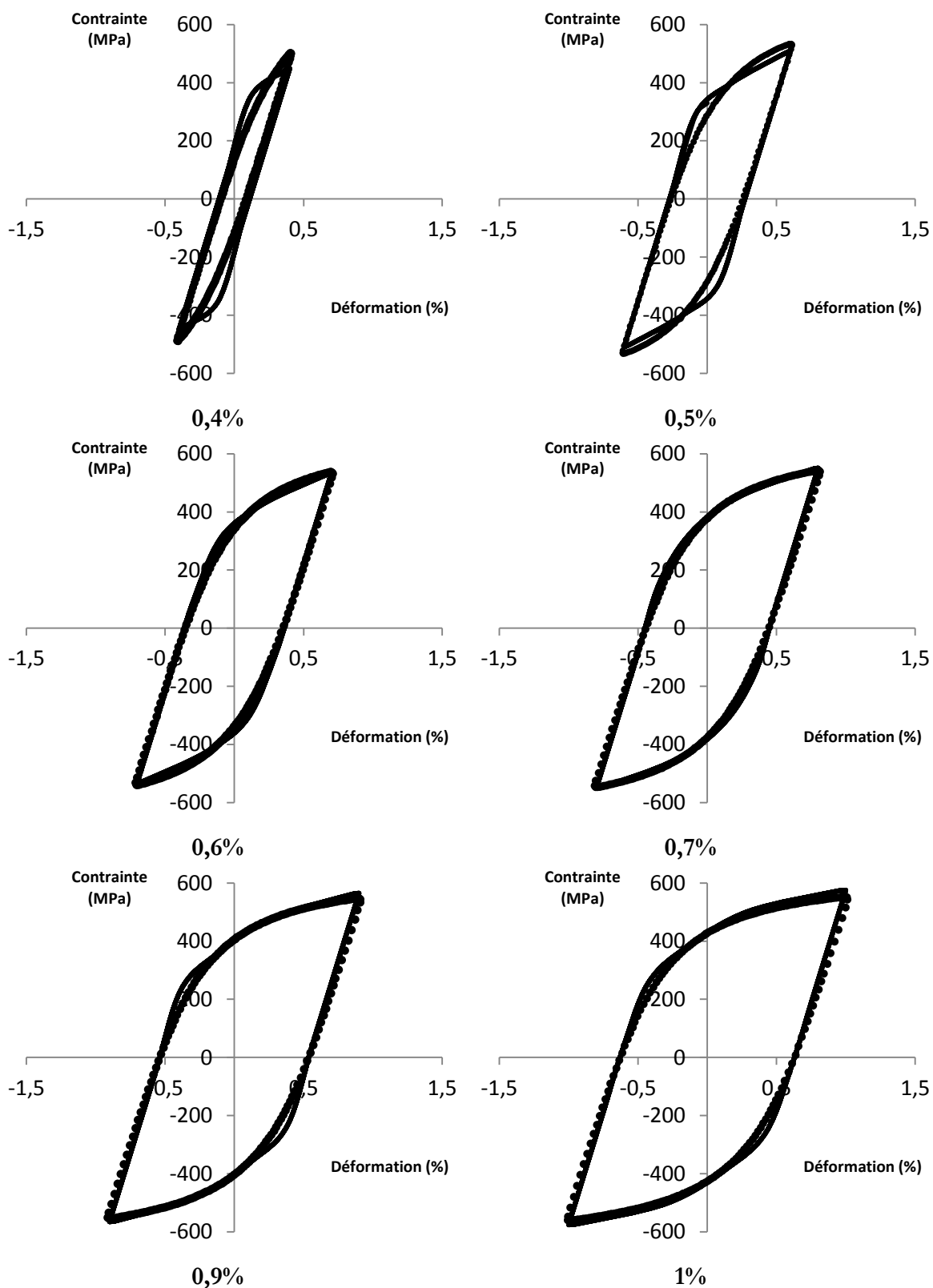
**ANNEXE I :**  
**IDENTIFICATION DE LA LOI DE**  
**COMPORTEMENT**



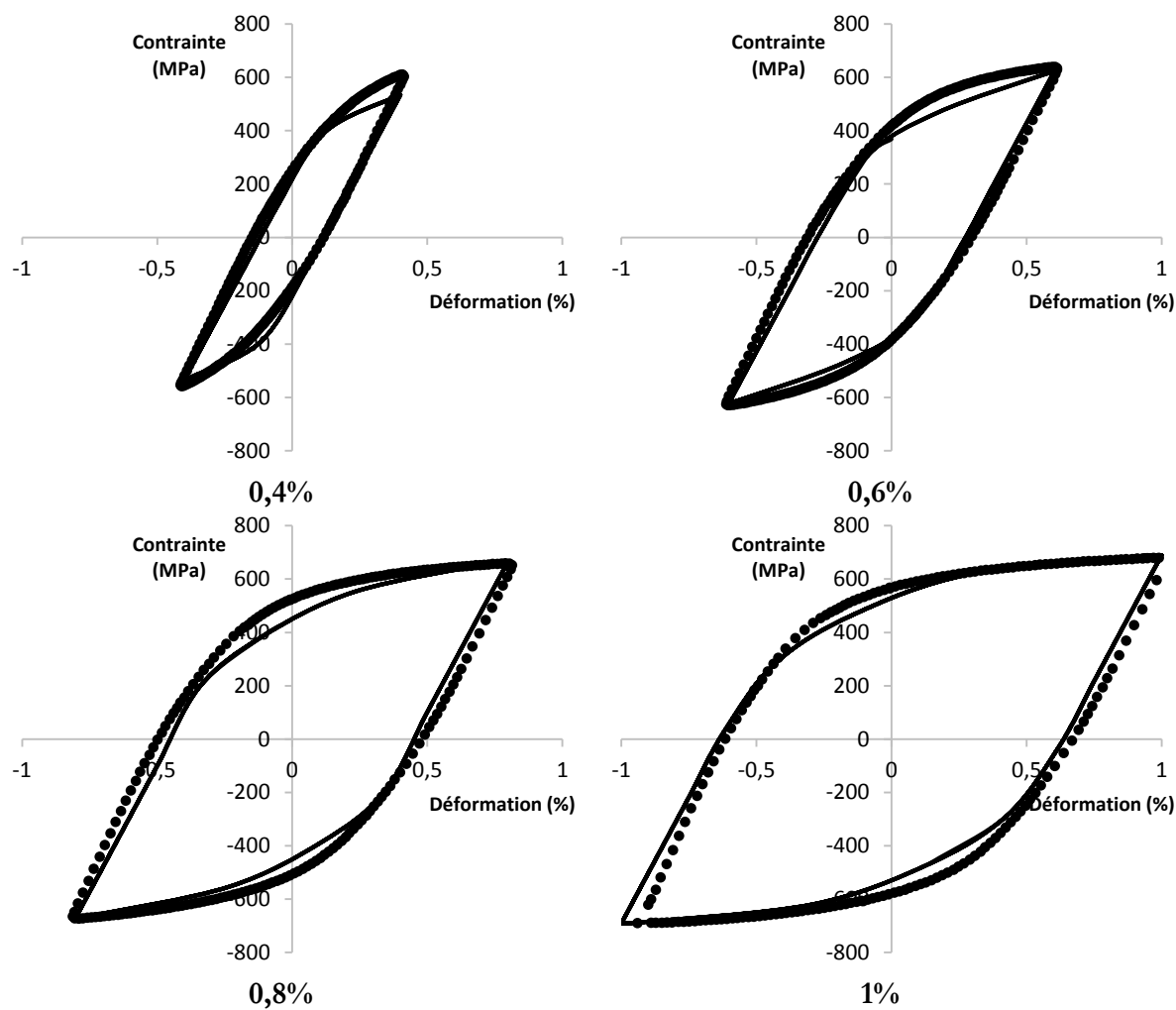


Annexe I-1 : Alloy28 MB – Comparaison simulation et expérience

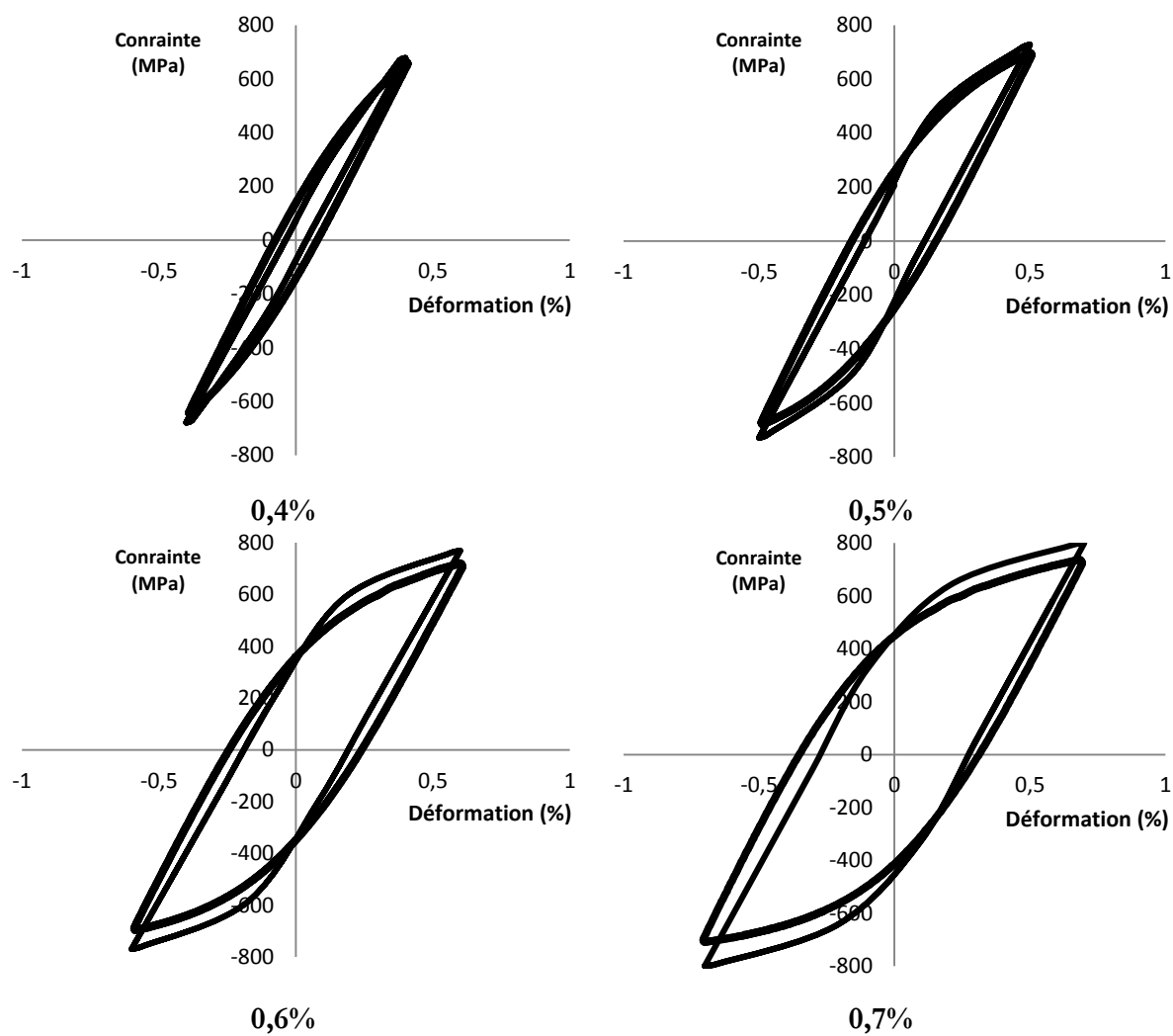




Annexe I-2 :Alloy28 MA – Comparaison simulation et expérience



Annex I-3 : Duplex MB – Comparaison simulation expérience



Annexe I-4 : Duplex MA – Comparaison simulation expérience

**Titre : Etude comparative de la tenue mécanique des joints soudés des réservoirs sous pression de deux aciers inoxydables super austénitique et duplex.**

**Présentée par : Yacine KCHAOU**

**Directeurs de thèse : Véronique PELOSIN et Khaled ELLEUCH**

**Résumé :** Cette Thèse a porté sur l'étude en fatigue oligocyclique et en fissuration des joints soudés des aciers inoxydables superausténitique (Alloy28) et duplex (UNS S32550). L'effet de la présence du joint soudé dans la structure a été examiné.

La première étape de ce travail a consisté à étudier le comportement monotone et cyclique du métal de base et du métal d'apport de chaque nuance d'acier inoxydable de l'étude. Les lois de comportement à température ambiante ont été ainsi identifiées.

Des essais de fatigue oligocyclique sous différents niveaux de déformation imposée ont été effectués sur les aciers inoxydables et leurs joints soudés. Les résultats indiquent que la durée de vie des soudures est plus faible que celle du métal de base. Les analyses des mécanismes d'endommagement montrent que la durée de vie réduite des joints soudés est attribuée à l'accélération de la phase d'amorçage.

Enfin, les essais de propagation de fissure sur l'Alloy28 montrent que le rapport de charge a un effet sur la cinétique de propagation dû au phénomène de fermeture par rugosité et par plasticité. Les vitesses de propagation de fissure dans le métal d'apport sont très similaires à ceux du métal de base. Ceci est dû à la compensation de plusieurs effets comme le phénomène de fermeture, la rugosité et les contraintes résiduelles. L'acier inoxydable duplex ne présente pas d'effet de rapport de charge sur la cinétique de fissuration. Les vitesses de propagation de fissure du métal d'apport sont aussi comparables à celles du métal de base.

**Abstract :** This thesis focused on the study of low cycle fatigue and crack growth of welded joints of superaustenitic (Alloy28) and Duplex (UNS S32550) stainless steels. The effect of the presence of the welded joint in the structure was also examined.

The first part of this work was to study the monotonous and cyclic behavior of the base metal and weld metal of each stainless steel. The behavior laws of each material were identified at room temperature.

Low cycle fatigue tests at different levels of deformation were performed on stainless steels and their welded joints. The results indicate that the fatigue life of welded joints is lower than the base metal. The analyses of damage mechanisms show that the short life of welded joints is attributed to the acceleration of the initiation phase.

Finally, crack propagation tests in Alloy28 stainless steel show that load ratio has an effect on the crack growth rate due to the closure phenomenon by roughness and plasticity. The crack growth rate in the weld metal is very similar to that of the base metal. This is due to the compensation of various effects such as the roughness, the residual stress and the closure phenomenon. The duplex stainless steel does not present load ratio effect on the crack growth rate. The crack growth rates of the weld metal of the duplex stainless steel are also comparable to those of the base metal.

**Mots clés :**

Acier inoxydable Soudure - Fatigue oligocyclique – Fissuration - Amorçage des fissures - Propagation des fissures - Durée de vie